

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого  
Институт машиностроения, материалов и транспорта

На правах рукописи

ЖАРКОВ СЕРГЕЙ ВЛАДИМИРОВИЧ

**ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ И  
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ**

Направление подготовки 15.06.01 «Машиностроение»

Направленность 15.06.01\_07 «Сварка, родственные процессы и технологии»

НАУЧНЫЙ ДОКЛАД

об основных результатах научно-квалификационной работы (диссертации)

Автор работы: Жарков С.В.

Научный руководитель: профессор,

доктор технических наук,

Кархин Виктор Акимович

Санкт-Петербург – 2021

Научно-квалификационная работа выполнена в ВШФиТМ Института машиностроения, материалов и транспорта федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого».

Директор ВШФиТМ

Семенча А.В., к.х.н., доцент

Научный руководитель

Кархин В.А., д.т.н., профессор

Рецензент

Частухин А.В., к.т.н.

заведующий лабораторией имитации металлургических процессов,

АО «Выксунский металлургический завод»,

Центр исследовательских лабораторий Инженерно-технологического центра

## РЕФЕРАТ

с. 80, рис. 35, табл. 15, источ. 47

### МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ, МНОГОДУГОВАЯ СВАРКА ПОД ФЛЮСОМ, СВАРИВАЕМОСТЬ ТРУБНОЙ СТАЛИ, ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

**Объект исследования:** микроструктура и свойства металла в зоне термического влияния сварного соединения, полученного дуговыми способами сварки.

**Цель работы:** достижение высоких и стабильных вязкопластических свойств при пониженных температурах продольных сварных соединений толстостенных труб большого диаметра из высокопрочных сталей за счёт оптимизации тепловых и металлургических процессов сварки.

В рамках исследования разработана математическая модель источника теплоты для расчёта температурных полей и термических циклов для многодуговой сварки под флюсом. Проведена верификация расчётной модели путём регистрации термических циклов в ЗТВ сварного соединения при многодуговой сварке под флюсом.

Для низкоуглеродистых малолегированных трубных сталей с феррито-бейнитной структурой определён микроструктурный механизм снижения ударной вязкости в ЗТВ сварного соединения. Установлено, что с увеличением скорости охлаждения металла, в критическом интервале температур, определяющее влияние на энергию удара по мимо размера зерна оказывает тип ферритной матрицы через повышение плотности высокоугловых границ.

Разработан и опробован способ многодуговой сварки под флюсом, в т.ч. продольных швов труб большого диаметра, с пониженными тепловложениями, сочетающий в себе способы сварки с изменённой формой переменного тока, диаметра и вылета электродной проволоки; обеспечивающий снижение на 15% погонной энергии сварки и лучшие вязкопластические свойства сварного соединения при испытаниях околошовной зоны.

## СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	5
1. Тепловые процессы при многодуговой сварке .....	9
1.1. Постановка задачи.....	10
1.2. Численный метод решения .....	11
1.3. Аналитический метод решения .....	14
1.4. Анализ и верификация результатов моделирования.....	16
1.5. Зависимость параметров ТЦ от погонной энергии сварки, толщины стенки и начальных условий .....	18
1.6. Выводы по главе.....	20
2. Влияние микроструктуры на вязкость грубозернистой области ЗТВ сварного соединения .....	21
2.1. Материал и методика исследования .....	21
2.2. Результаты экспериментов и их обсуждение.....	25
2.3. Выводы по главе.....	33
3. Теоретические аспекты технологии многодуговой сварки под флюсом с пониженными тепловложениями .....	35
3.1. Влияние диаметра и вылета сварочной проволоки на коэффициент наплавки .....	38
3.2. Влияние рода и полярности сварочного тока на коэффициент наплавки .....	41
4. Экспериментальные технологии сварки.....	48
4.1. Оборудование и материалы .....	48
4.2. Технология сварки контрольных сварных соединений .....	51
4.3. Методика обработки результатов.....	53
4.4. Требования к сварному соединению.....	55
4.5. Варианты сварки контрольных сварных соединений .....	56
4.6. Механические свойства контрольных сварных соединений.....	61
4.7. Химический и микроструктурный анализ сварных соединений .....	66
4.8. Выводы по главе.....	68
Научная новизна и практическая значимость .....	72
Список литературы .....	74
Список опубликованных работ по теме диссертации .....	80
Список конференций с участием и докладом по теме диссертации.....	81

## ВВЕДЕНИЕ

Одним из основных технологических процессов в цепочке производства труб большого диаметра (ТБД) является автоматическая многодуговая сварка под флюсом. Благодаря высокой производительности и стабильному качеству швов этот вид сварки до настоящего времени остаётся единственным эффективным способом производства ТБД и несёт значительно меньше рисков для потребителей нежели альтернативные способы сварки. Однако в условиях постоянно возрастающих требований к электросварным ТБД и тенденции к применению высокопрочных трубных сталей вопрос достижения в сварном соединении трубы стабильно высоких механических свойств становится сложной практической задачей [1]. Это связано с тем, что при сварке исходная мелкодисперсная структура металла, полученная современными концепциями легирования и термомеханической обработки, в зоне термического влияния (ЗТВ) претерпевает воздействие нагрева и естественным образом деградирует.

Известным эффектом термического воздействия процесса сварки на основной металл является снижение ударной вязкости в околошовной зоне (ОШЗ) [1]. Применительно к трубам большого диаметра, где технология производства предусматривает двухстороннюю сварку, к наиболее проблемным участкам сварного соединения относятся линия сплавления, крупнозернистый участок зоны термического влияния (ЗТВ) и крупнозернистый участок ЗТВ испытывающий повторный нагрев в область межкритических температур.

Одним из наиболее важных требований, предъявляемых к свойствам электросварных труб, является обеспечение повышенного сопротивления хрупкому разрушению при отрицательных температурах [2, 3]. На рисунке 1 представлено частотное распределение результатов испытаний сварного соединения ТБД на ударный изгиб по линии сплавления из которого следует, что не менее 7% всех испытаний имеют результаты  $\leq 39$  Дж/см<sup>2</sup> при температуре -42 °С. По факту это единичные «провалы», однако в действительности график не отражает процент отбраковки, так как для этого нужны определенные условия, как правило величина среднего по трём испытаниям. Приблизительно

такой же процент труб имеют результаты от 40 до 60 Дж/см<sup>2</sup> и, несмотря на то что в ряде случаев данные значения также удовлетворяют требования нормативной документации, тем не менее они находятся в условной «зоне риска». Незначительное отклонение технологии сварки, разметки образцов, а в некоторых случаях и изменение температуры воздуха способны повлиять на вязкостные свойства сварного соединения. Более того, по мере увеличения свариваемых толщин и класса прочности стали влияние сварочного нагрева на исходную микроструктуру и свойства металла усиливается [4, 5].

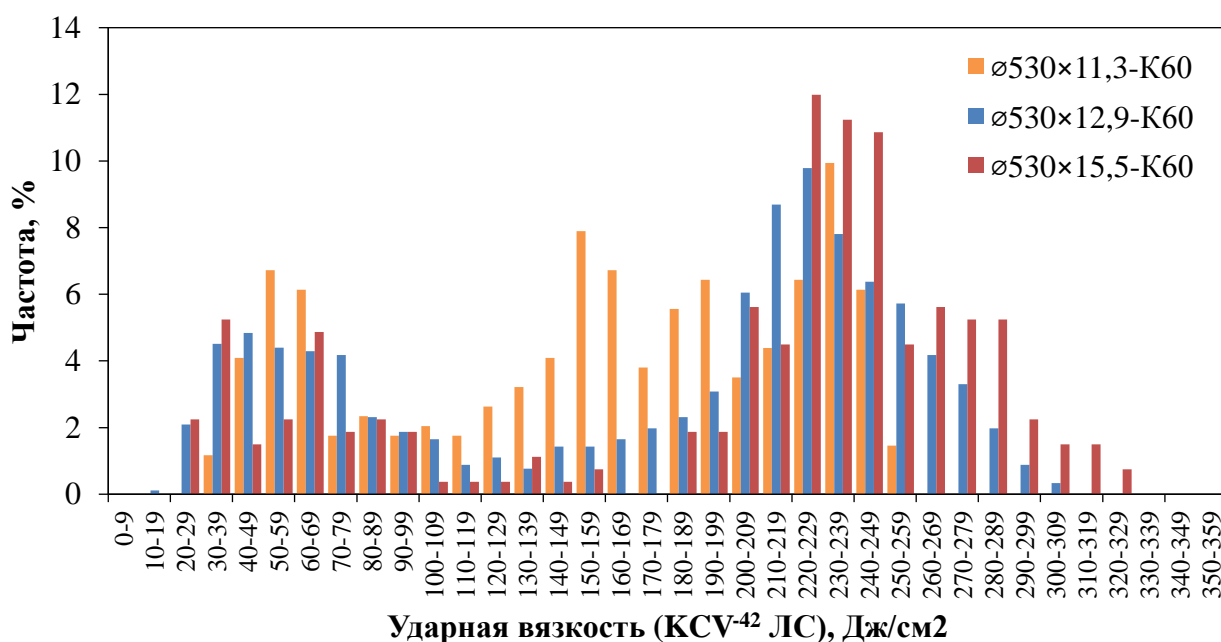


Рисунок 1 – Частотное распределение результатов испытаний сварного соединения ТБД на ударный изгиб (Шарпи) по линии сплавления при -42 °С.

Проблеме свариваемости высокопрочных трубных сталей посвящено достаточно большое количество исследований, но, несмотря на это, вопрос повышения уровня и стабильности механических свойств сварных соединений и эксплуатационных характеристик электросварных труб остаётся актуальным и представляет большой научный и практический интерес. На сегодняшний день для дуговых методов сварки не существует методик и технологий, позволяющих полностью избавиться от зон пониженной вязкости в сварном соединении, однако в научной литературе отмечается, что снижение тепловложений благоприятно влияет на микроструктуру и вязкостные свойства крупнозернистого участка ЗТВ [6, 7, 8, 9].

Существуют различные представления об особенностях микроструктуры ЗТВ (ОШЗ в частности), приводящих к снижению значений ударной вязкости. В работах [10, 11, 12] в качестве основной причины рассматривалось упрочняющее действие наноразмерных карбонитридов ванадия и ниобия. Также, в ряде работ отмечено негативное влияние на ударную вязкость частиц МА-составляющей [13]. При этом наибольшее влияние оказывают частицы образующиеся на границах зёрен исходного аустенита при повторном нагреве грубозернистого участка ОШЗ [14, 15, 16, 17, 18]. В работах [15, 19, 20, 21] также показано, что частицы МА-составляющей могут становиться источником скола. В работе [22] при этом исследовано влияние строения частиц МА-составляющей на механизм зарождения трещины путём отслоения или скола частицы. В случае сталей микролегированных титаном особое значение представляют включения нитрида титана. Роль таких включений в формировании очага скола в зоне термического влияния показана в ряде работ [23, 24]. Частицы хрупких фаз не являются единственным микроструктурным фактором, контролирующим уровень ударной вязкости ОШЗ. Например, в работе [25] показано негативное влияние наличия зернограницного феррита на ударную вязкость. В работах [26, 27, 28] показана связь вязкости и механизма разрушения низколегированных сталей с кристаллографическими особенностями различных ферритных составляющих. Также известно влияние типа бейнитного феррита и плотности высокоугловых границ на вязкость ОШЗ [1, 29, 30].

Наличие в ЗТВ сварных соединений труб нескольких структурных факторов, снижающих ударную вязкость, ставит вопрос о возможности их конкуренции. Также, интерес представляет взаимодействие таких структурных факторов с другими параметрами микроструктуры. Для полного понимания процессов, происходящих при повторном нагреве, требуется детальное изучение исходного состояния и свойств микроструктуры крупнозернистого участка ЗТВ до повторного нагрева.

**Цель работы:** достижение высоких и стабильных вязкопластических свойств при пониженных температурах продольных сварных соединений толстостенных ТБД из высокопрочных сталей за счёт оптимизации тепловых и металлургических процессов сварки.

**Задачи работы:**

1. Разработка математической модели для анализа тепловых процессов, протекающих в ЗТВ при многодуговой сварке продольных швов труб;

2. Изучение закономерности развития фазовых и структурных превращений в низкоуглеродистой низколегированной трубной стали под действием ТЦ сварки;

3. Установление связи между структурным состоянием и комплексом механических свойств, а также факторов приводящих к снижению уровня механических свойств в ЗТВ сварного соединения;

4. Разработка и внедрение новых технологий многодуговой сварки под флюсом, обеспечивающих оптимизацию тепловых и металлургических процессов.

**В настоящей работе представлены:**

- результаты по моделированию тепловых процессов при многодуговой сварке продольных швов труб большого диаметра;
- результаты исследования закономерностей формирования ферритных составляющих и их влияние на вязкость и твёрдость в зависимости от параметров термических циклов при имитации крупнозернистого участка ЗТВ для высокопрочных низколегированных сталей вблизи линии сплавления;
- результаты по разработке технологии многодуговой сварки под флюсом с пониженными тепловложениями, а также данные по влиянию соответствующей технологии сварки на механические свойства сварного соединения.

## 1. ТЕПЛОВЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ МНОГОДУГОВОЙ СВАРКЕ

Практически все процессы, протекающие в стали при сварке, зависят от термических циклов сварки и в значительной степени могут определяться их параметрами. Поэтому при изучении сварочных процессов важное место отводится вопросам расчётного определения термических циклов сварки [31]. Так для прогнозирования локальной микроструктуры и механических свойств металла сварных соединений необходимо знать характеристики термического цикла – прежде всего значения максимальной температуры, времени или скорости охлаждения металла в заданном температурном интервале [31].

Специфическим для задач теплопроводности при сварке является то, что в области высоких температур на температурное поле оказывают влияние в большей степени особенности ввода тепла (особенности сварочных источников) и в меньшей степени граничные условия [44]. Известные работы, в которых рассматривается решение тепловой задачи для многодуговой сварки [6, 7, 47], в основном базируются на аналитических методах. При этом авторы, как правило, максимально упрощают задачу – сводят многодуговой процесс сварки к решению задачи теплопроводности для одного распределённого источника тепла, либо используют набор примитивных сосредоточенных источников тепла, например, набор точечных и/или линейных. Такой подход позволяет оперативно рассчитывать температурные поля и термические циклы, однако предполагается, что в высокотемпературной области сварного соединения, где происходят наиболее интенсивные микроструктурные изменения, упрощённые модели не позволяют решить тепловую задачу с точностью, необходимой для имитации микроструктуры и прогнозирования свойств металла ЗТВ сварного соединения. Это определяет актуальность разработки математической модели, описывающей температурные поля для многодуговой сварки.

## 1.1. Постановка задачи

Объект исследования – продольное сварное соединение трубы  $\varnothing 1020$  мм с толщиной стенки 20,0 мм. Материал трубы – низкоуглеродистая малолегированная трубная сталь (таблица 1). Технология сварки продольных швов – автоматическая многодуговая под слоем флюса с предварительной подваркой кромок в среде защитного газа  $\text{CO}_2$ . Сварка внутреннего шва осуществляется четырьмя электродами с суммарной погонной энергией 3,4 кДж/мм; наружного шва – пятью электродами с суммарной погонной энергией 4,7 кДж/мм (таблица 2). Сварка всех швов осуществляется в нижнем положении. В процессе сварки наружного шва сборочный шов переплавляется.

Таблица 1 – Типовой химический состав трубной стали.

<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Ni</i>	<i>Al</i>	<i>Cu</i>	<i>Nb</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>
0,06	0,30	1,70	0,15	0,05	0,10	0,04	0,06	0,05	0,02	0,01

Таблица 2 – Установочные параметры и режимы сварки труб  $\varnothing 1020 \times 20,0$  мм.

Шов	$\Sigma$	<i>d</i> , мм	<i>I</i> , А	<i>U</i> , В	$\nu_{\text{св}}$ , см/мин	$Q_l$ , Дж/мм	<i>M</i> , г/мин	<i>L</i> , мм			
Внутренний	1	4	900	31	183	915	190	10			
	2	4	750	33		811	210				
	3	4	700	36		826	185	12			
	4	4	680	38		847	160				
Наружный	1	4	1200	32	190	1259	300	10			
	2	4	850	34		948	240				
	3	4	750	36		885	200	12			
	4	4	700	39		895	175				
	5	4	670	41		901	165	14			

Количество тепловых источников примем равным количеству электродов в многодуговом тандеме и таким образом учтём тепловой вклад от каждой дуги в нагрев свариваемого тела. Расстояние между центрами источников тепла примем равным расстоянию между центрами соответствующих электродов в многодуговом тандеме. Положение каждого источника тепла по глубине  $z_0$  «свяжем» с заполнением разделки и определим его как вершину треугольника, сформировавшегося в разделке от предшествующих источников тепла. Значение тепловой эффективности для всех источников примем равным 0,93.

## 1.2. Численный метод решения

На первом этапе решение задачи теплопроводности осуществляли методом конечных элементов (КЭМ) в среде физического моделирования SYSWELD. В силу того, что SYSWELD является специализированным средством моделирования сварочных процессов, решение задачи теплопроводности сводится к: 1. построению сетки КЭМ; 2. установлению начальных и граничных условий (начальная и окружающая температура, условия закрепления и охлаждения); 3. подбору параметров эквивалентных источников теплоты (размеры, положение, скорость и направление перемещения, мощность, тепловая эффективность); 4. заданию теплофизических и металлургических свойств материала; 5. расчёту и интерпретации данных.

Построение сетки КЭМ является несложным рутинным процессом, равно как и назначение начальных/граничных условий в визуальном препроцессоре решателя SYSWELD. Наиболее сложными этапами постановки и решения задачи в SYSWELD являются: подбор параметров эквивалентных источников теплоты; настройка теплофизических и металлургических свойств. В качестве стандартного источника теплоты для дуговых методов сварки в SYSWELD используется модель двойного эллипсоида (рис. 2). Особенностью данной модели является независимое распределение удельной тепловой мощности  $q_3$  во фронтальной (индекс  $f$ ) и хвостовой (индекс  $r$ ) частях эллипсоида (1).

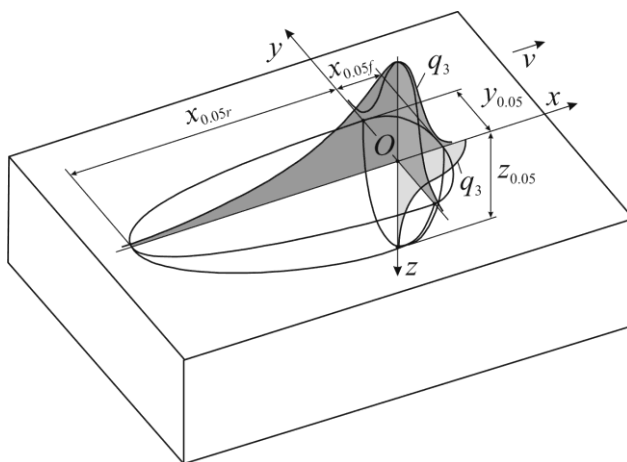


Рисунок 2 – Модель источника тепла Голдака (двойной эллипсоид) [44].

$$q_{3f} = f_f \frac{6\sqrt{3}q}{a_f b c \pi^{3/2}} \exp \left\{ -3 \left[ \left( \frac{x + v_{\text{св}}(t - \tau)}{a_f} \right)^2 + \left( \frac{y}{b} \right)^2 + \left( \frac{z}{c} \right)^2 \right] \right\};$$

$$q_{3r} = f_r \frac{6\sqrt{3}q}{a_r b c \pi^{3/2}} \exp \left\{ -3 \left[ \left( \frac{x + v_{\text{св}}(t - \tau)}{a_r} \right)^2 + \left( \frac{y}{b} \right)^2 + \left( \frac{z}{c} \right)^2 \right] \right\};$$
(1)

где  $\tau$  – время запаздывания, отсчитываемое от начала действия источника;  $t$  – текущее время;  $v_{\text{св}}$  – скорость перемещения источника (скорость сварки);  $x, y, z$  – полуоси эллипсоида в направлении координатных осей  $Ox, Oy, Oz$ ;  $f_f$  и  $f_r$  – коэффициенты, определяющие соотношение тепла, вносимого во фронтальную и хвостовую части эллипсоида;  $a_f, a_r, b, c$  – соответствующие радиусы нормального распределения. Коэффициенты  $f_f$  и  $f_r$  соотносятся следующим образом:

$$f_f = \frac{2a_f}{a_f + a_r}; f_r = \frac{2a_r}{a_f + a_r}; f_f + f_r = 2.$$
(2)

Параметры (радиуса)  $a_f, a_r, b$  и  $c$ , независимо друг от друга, могут принимать различные значения, что позволяет гибко настраивать эквивалентный источник тепла. В общем случае радиуса определяют опытным путём исходя из геометрии сварочной ванны (кратера), однако при многодуговой сварке линейные размеры сварочной ванны не позволяют оценить размеры каждого источника в отдельности. Более того плавление основного металла осуществляется не только под действием тепла электрической дуги, но и за счёт теплосодержания расплавленного металла. В этой связи предложенный в работе (9) подход к определению параметров ( $b, c$ ) источников тепла не может рассматриваться в качестве универсального метода и требует уточнения.

Стоит отметить, что настройка источников теплоты только определением радиусов не ограничивается. В силу своих особенностей источник Голдака допускает ввод тепловой энергии вне сварочной ванны [44], поэтому при решении задачи теплопроводности требуется ограничить его действие по глубине и ширине указав перечень элементов, на которые он может оказывать влияние. Эта процедура осуществляется для каждого источника теплоты и «качество» её выполнения оказывает такое же сильное влияние на результат

моделирования, как и подбор радиусов источников. Таким образом, общее количество параметров, необходимых для решения поставленной задачи в SYSWELD исчисляется несколькими десятками.

Вторым немаловажным фактором для решения задачи теплопроводности в SYSWELD является задача теплофизических и металлургических свойств материалов. В общем случае теплофизические свойства материалов зависят не только от температуры, но и от скорости охлаждения и фазового состояния. При этом температурные зависимости теплофизических свойств (теплоёмкость, плотность, теплопроводность) для различных материалов одного класса могут быть схожими, а ТКД различные. Поэтому при корректной постановке и решении задачи теплопроводности в SYSWELD теплофизические и металлургические свойства материала должны быть взаимосвязаны. Такой подход значительно усложняет процедуру моделирования, но позволяет осуществлять достоверный расчёт в широком температурном интервале.

В идеальном случае, в соответствии с рекомендациями разработчиков, свойства материала должны быть определены экспериментально. Однако температурные зависимости теплофизических свойств также возможно определить по химическому составу стали, например в программном обеспечении JMatPro, предназначенном для моделирования свойств многокомпонентных сталей и сплавов (рис. 3).

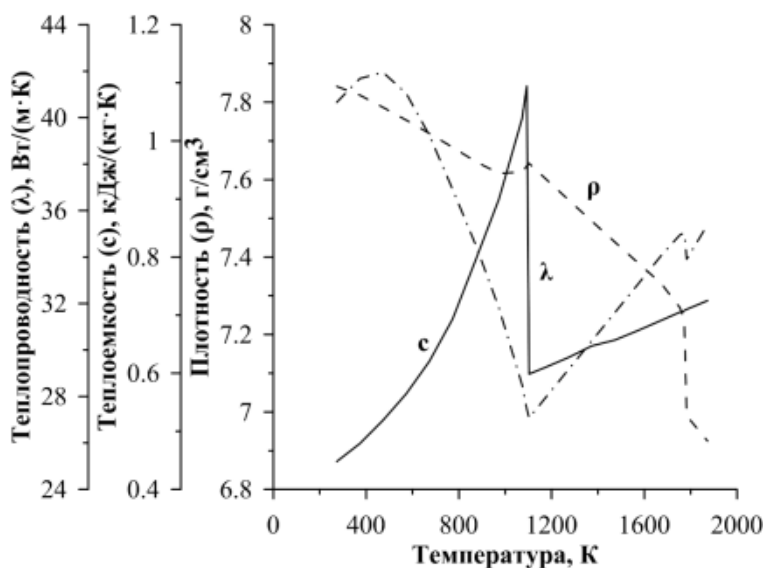


Рисунок 3 – Теплофизические свойства трубной стали (таблица 1).

### 1.3. Аналитический метод решения

Применение численного метода для теоретического анализа тепловых процессов сварки крайне затруднительно, т. к. в ограниченном по функционалу программном обеспечении невозможно параметризовать конечно-элементную модель и соответствующие настройки источников. Поэтому аналитический способ решения задачи теплопроводности является более предпочтительным.

В общем случае для решения задачи теплопроводности аналитическим способом необходимо: 1. определить форму эквивалентного источника теплоты; 2. найти соответствующее решение уравнения теплопроводности при заданных граничных условиях; 3. разработать схему действия источников; 4. осуществить расчёт и интерпретировать данные. Недостатком такого подхода является невозможность учесть изменчивость теплофизических свойств и геометрию разделки. Однако, как уже отмечалось ранее, в области высоких температур на температурное поле оказывают влияние в большей степени особенности ввода тепла (особенности сварочных источников) и в меньшей степени граничные условия. Величины теплофизических свойств принято усреднять в значимом температурном интервале [44]. Для низкоуглеродистой малолегированной стали в значимом температурном интервале 800-500 °С:  $\lambda = 35 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$ ;  $c\rho = 0,005 \text{ Дж}/(\text{мм}^3\cdot\text{К})$ .

В качестве математической модели источника теплоты воспользуемся цилиндрическим источником постоянного радиуса, плотность мощности которого распределена по объёму равномерно. Количество таких источников и расстановка в свариваемом теле может быть произвольной. В случае продольной расстановки  $y_k = 0$  (рис. 4). Расстояние между электродами  $x_k$  и мощность каждого источника  $q_{0k}$  определяются технологией сварки. К числу варьируемых параметров относятся: радиус источника  $r_{0k}$ ; пределы действия источника по глубине  $(z_k, z_{k+1})$ ; коэффициент тепловой эффективности. Решение температурной задачи процесса многодуговой сварки сводится к нахождению теплового вклада каждого объёмного цилиндрического источника.

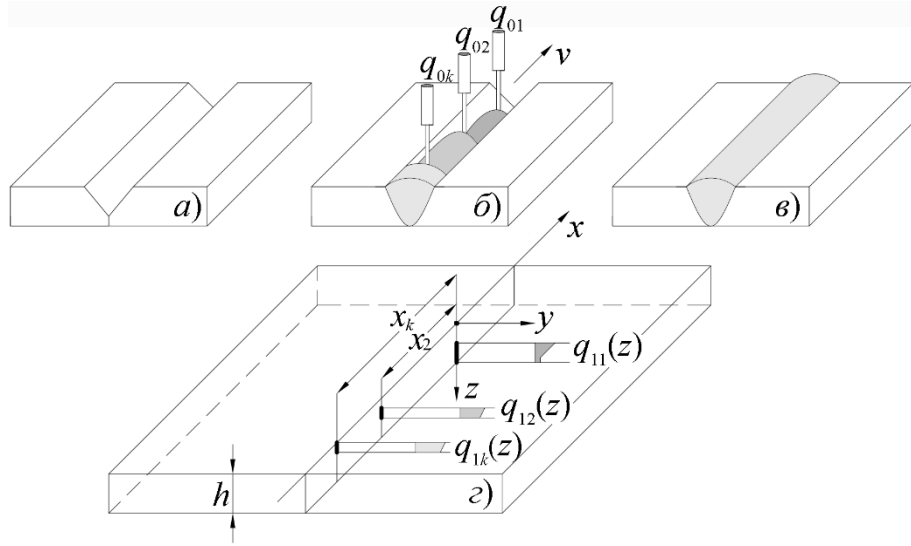


Рисунок 4 – Схема действия источников тепла.

$$T_{volK}(x, y, z) - T_0 = \sum_{k=1}^K \left\{ [T_{cir0}(x, y) - T_0]_k + 2 \sum_{i=1}^{\infty} \cos\left(\frac{\pi iz}{h}\right) [T_{ciri}(x, y) - T_0]_k I_{ki} \right\};$$

$$r_k = \sqrt{(x - x_k)^2 + (y - y_k)^2}; \quad \mu_i = \sqrt{1 + \left(\frac{2\pi ai}{vh}\right)^2}.$$

$$I_{ki} = \frac{1}{q_{0k}} \int_{z_k}^{z_{k+1}} q_{1k}(z') \cos\left(\frac{\pi iz'}{h}\right) dz';$$

$$\begin{aligned} [T_{cir0}(x, y) - T_0]_k &= \frac{q_{0k}/(hr_{0k}^2)}{2\pi\lambda} \exp\left(-\frac{v(x-x_k)}{2a}\right) \times \\ &\quad \times \sum_{n=0}^{\infty} \left\{ r_k^2 \left[ I_n\left(\frac{vr_k}{2a}\right) - I_{n-1}\left(\frac{vr_k}{2a}\right) I_{n+1}\left(\frac{vr_k}{2a}\right) \right] K_n\left(\frac{vr_k}{2a}\right) + \right. \\ &\quad + \frac{r_{0k}^2}{2} \left[ 2I_n\left(\frac{vr_{0k}}{2a}\right) K_n\left(\frac{vr_{0k}}{2a}\right) + I_{n-1}\left(\frac{vr_{0k}}{2a}\right) K_{n+1}\left(\frac{vr_{0k}}{2a}\right) + I_{n+1}\left(\frac{vr_{0k}}{2a}\right) K_{n-1}\left(\frac{vr_{0k}}{2a}\right) \right] I_n\left(\frac{vr_k}{2a}\right) - \\ &\quad - \frac{r_k^2}{2} \left[ 2I_n\left(\frac{vr_k}{2a}\right) K_n\left(\frac{vr_k}{2a}\right) + I_{n-1}\left(\frac{vr_k}{2a}\right) K_{n+1}\left(\frac{vr_k}{2a}\right) + I_{n+1}\left(\frac{vr_k}{2a}\right) K_{n-1}\left(\frac{vr_k}{2a}\right) \right] I_n\left(\frac{vr_k}{2a}\right) \left. \right\} \times \\ &\quad \times \cos\left(n \arctg\left(\frac{y}{x-x_k}\right)\right), \quad r_k \leq r_{0k}; \end{aligned}$$

$$[T_{cir0}(x, y) - T_0]_k = \frac{q_{0k}/h}{2\pi\lambda} \exp\left(-\frac{v(x-x_k)}{2a}\right) \sum_{n=0}^{\infty} K_n\left(\frac{vr_k}{2a}\right) \times$$

$$\times \left[ I_n^2 \left( \frac{vr_{0k}}{2a} \right) - I_{n-1} \left( \frac{vr_{0k}}{2a} \right) I_{n+1} \left( \frac{vr_{0k}}{2a} \right) \right] \cos \left( n \operatorname{arctg} \left( \frac{y}{x-x_k} \right) \right), \quad r_k \geq r_{0k};$$

$$[T_{ciri}(x, y) - T_0]_k = \frac{q_{0k}/h}{\pi \lambda} \frac{2a}{vr_{0k}^2} \frac{1}{(1-\mu_i^2)} \exp \left( -\frac{v(x-x_k)}{2a} \right) \sum_{n=0}^{\infty} \left\{ \cos \left( n \operatorname{arctg} \left( \frac{y}{x-x_k} \right) \right) \times \right.$$

$$\times \left\{ r_k \left[ I_{n+1} \left( \frac{vr_k}{2a} \right) I_n \left( \mu_i \frac{vr_k}{2a} \right) - \mu_i I_n \left( \frac{vr_k}{2a} \right) I_{n+1} \left( \mu_i \frac{vr_k}{2a} \right) \right] K_n \left( \mu_i \frac{vr_k}{2a} \right) + \right.$$

$$+ r_{0k} \left[ I_{n+1} \left( \frac{vr_{0k}}{2a} \right) K_n \left( \mu_i \frac{vr_{0k}}{2a} \right) + \mu_i I_n \left( \frac{vr_{0k}}{2a} \right) K_{n+1} \left( \mu_i \frac{vr_{0k}}{2a} \right) \right] I_n \left( \mu_i \frac{vr_k}{2a} \right) -$$

$$\left. \left. - r_k \left[ I_{n+1} \left( \frac{vr_k}{2a} \right) K_n \left( \mu_i \frac{vr_k}{2a} \right) + \mu_i I_n \left( \frac{vr_k}{2a} \right) K_{n+1} \left( \mu_i \frac{vr_k}{2a} \right) \right] I_n \left( \mu_i \frac{vr_k}{2a} \right) \right\}, \quad r_k \leq r_{0k};$$

$$[T_{ciri}(x, y) - T_0]_k = \frac{q_{0k}/h}{\pi \lambda} \frac{2a}{vr_{0k}} \frac{1}{(1-\mu_i^2)} \exp \left( -\frac{v(x-x_k)}{2a} \right) \sum_{n=0}^{\infty} \left\{ K_n \left( \mu_i \frac{vr_k}{2a} \right) \times \right.$$

$$\times \left[ I_{n+1} \left( \frac{vr_{0k}}{2a} \right) I_n \left( \mu_i \frac{vr_{0k}}{2a} \right) - \mu_i I_n \left( \frac{vr_{0k}}{2a} \right) I_{n+1} \left( \mu_i \frac{vr_{0k}}{2a} \right) \right] \cos \left( n \operatorname{arctg} \left( \frac{y}{x-x_k} \right) \right) \left. \right\}, \quad r_k \geq r_{0k}$$

#### 1.4. Анализ и верификация результатов моделирования

В соответствие с разработанной схемой процесса многодуговой сварки, при заданных параметрах расстановки и мощности источников теплоты были рассчитаны поля максимальных температур (рис. 5) и термические циклы сварки в ЗТВ сварного соединения, точка А (рис. 6). В таблице 3 приведены параметры эквивалентных источников теплоты.

Таблица 3 – Параметры эквивалентных источников тепла для аналитического решения задачи теплопроводности.

Шов	Эл. (k)	Расстояние от начала координат $x_0$ , мм	Радиус источника $r_0$ , мм	Пределы действия источника по толщине $z_0$ , мм	Мощность источника $q_0$ , Вт
Наружный	1	0	4	14...8	38400
	2	10	6	10...6	28900
	3	22	6	8...4	27000
	4	34	8	6...2	27300
	5	48	12	2...0	27470

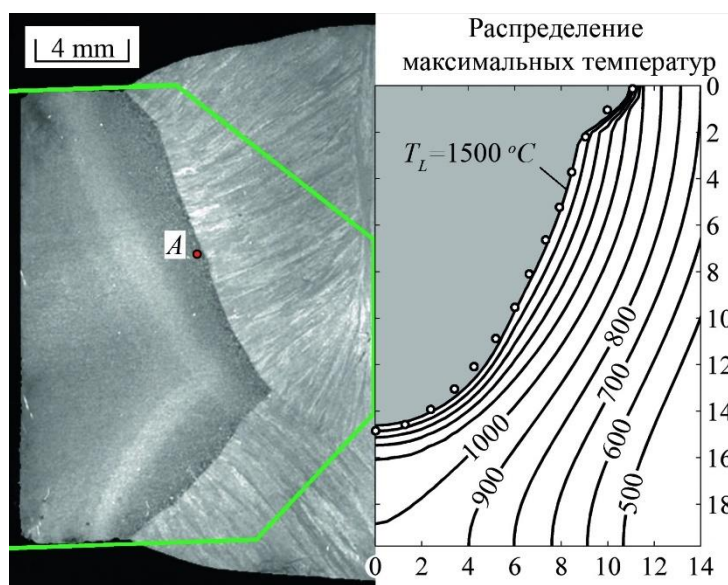


Рисунок 5 – Реальное сварное соединение и распределение полей максимальных температур при выполнении наружного шва (первая максимальная изотерма соответствует температуре 1500 °С, далее с шагом 100 °С).

Для верификации расчётной модели были проведены эксперименты по регистрации ТЦ при сварке пластин толщиной 20 мм (рис. 6). В качестве датчиков использовали хромель-алюмелевые термопары в трубчатой металлической оболочке диаметром 1,6 мм. Максимально измеряемая температура для такого типа термопар, при кратковременном воздействии, составляет порядка 1350 °С. Термические циклы записывали на многоканальный регистратор с частотой дискретизации 4 Гц. В ходе эксперимента удалось приблизиться к крупнозернистому участку ЗТВ, с максимальной температурой 1110 °С. Относительные отклонения расчётных значений температуры от экспериментальных не превышают 5% в интервале 1500-500 °С. При меньших температурах аналитическое решение показывает менее достоверные результаты.

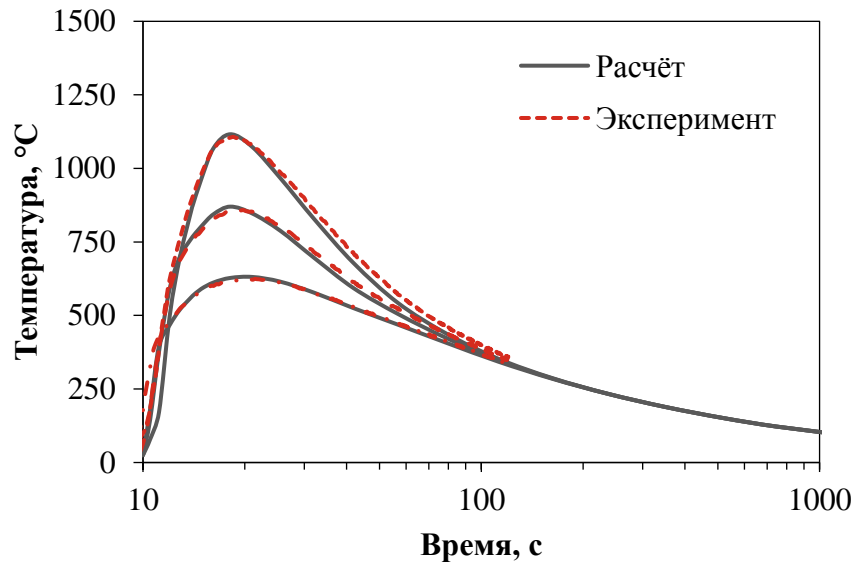
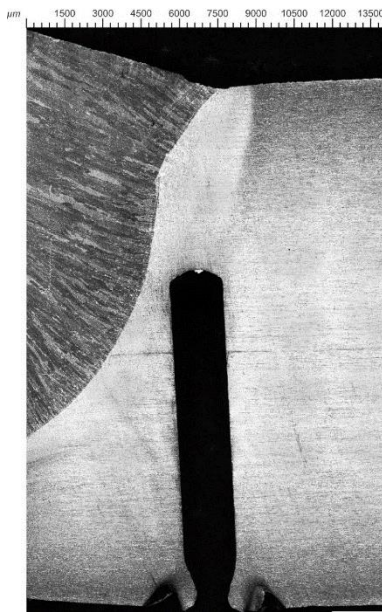


Рисунок 6 – Макрошлиф сварного соединения (слева) с отверстием под термопару; расчётные и экспериментальные ТЦ сварки (справа).

### 1.5. Зависимость параметров ТЦ от погонной энергии сварки, толщины стенки и начальных условий

Низкая гибкость технологического процесса многодуговой сварки под флюсом (с точки зрения тепловложений) ограничивает практически значимый интервал скоростей охлаждения металла вблизи линии сплавления. Так при сварке труб с номинальными тепловложениями скорость охлаждения металла в ЗТВ сварного соединения в критическом интервале температур 800-500 °С не превышает 8 и 6 °С/с для внутреннего и наружного швов соответственно (рис. 7).

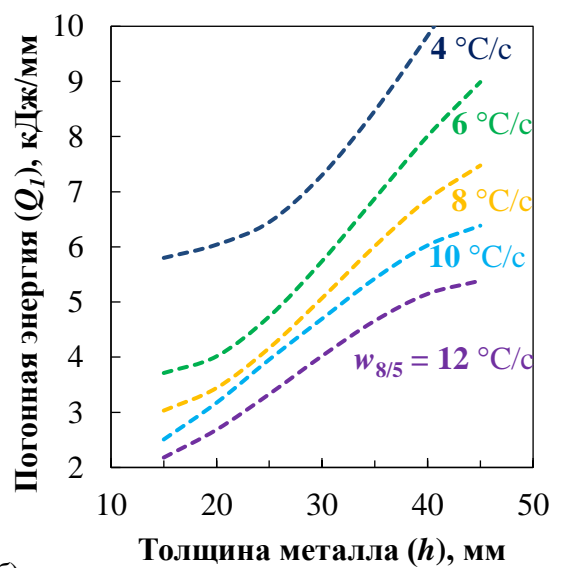
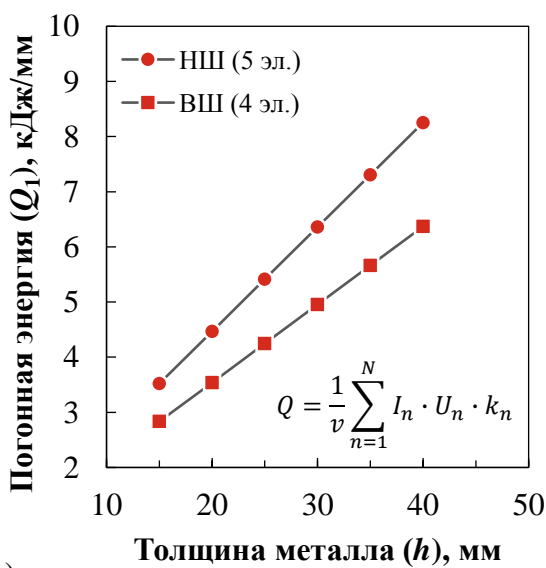


Рисунок 7 – Номинальные тепловложения при сварке труб большого диаметра с различной толщиной стенки (а): НШ – наружный шов; ВШ – внутренний шов. Расчётная номограмма скоростей охлаждения в зависимости от погонной энергии сварки и толщины металла (б).

Таким образом основным отличием ТЦ сварки для малой и большой толщины является не скорость охлаждения, а время пребывания металла при температурах интенсивного роста аустенитного зерна. Полученные результаты имеют принципиальные отличия от результатов других исследователей. Так в работе [6] приводятся зависимости, где скорости охлаждения металла в ЗТВ сварного соединения изменяются в широком интервале в зависимости от свариваемой толщины при сопоставимых режимах сварки.

Из номограммы скоростей охлаждения следует, что для фиксированной толщины металла уменьшение тепловложений на 15% увеличивает скорость охлаждения металла в ЗТВ сварного соединения на 36% и наоборот (рис. 8-а). Такая зависимость сохраняется в интервале от 4 до 8 кДж/мм. При этом повышенная начальная температура трубы между проходами замедляет скорость охлаждения по линейному закону (рис. 8-б).

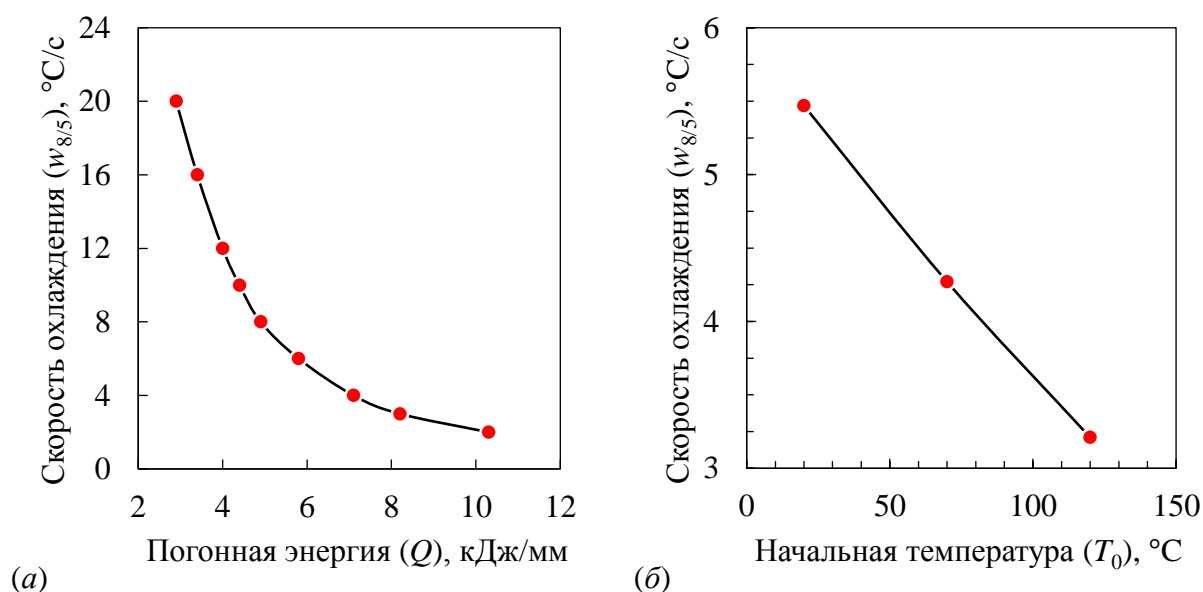


Рисунок 8 – Расчетные зависимости: (а) скорости охлаждения  $w_{8/5}$  металла в ЗТВ сварного соединения в интервале температур 800-500 °C от погонной энергии сварки; (б) скорости охлаждения  $w_{8/5}$  металла в ЗТВ сварного соединения от начальной температуры  $T_0$ . Расчет для металла толщиной 29,8 мм.

## **1.6. Выводы по главе**

1. Полученное аналитическое решение задачи теплопроводности для подвижного цилиндрического источника тепла в плоском слое позволяет рассчитывать все характеристики температурного поля.

2. Разработана схема решения задачи теплопроводности для процесса многодуговой сварки с применением источников тепла цилиндрической формы. Полученные результаты аналитического моделирования удовлетворительно соотносятся с численным моделированием и экспериментальными данными (формой сварного соединения и ТЦ сварки). Погрешность аналитического метода в температурном интервале 1500-500 °С не превышает 5%.

3. С применением аналитического моделирования установлена зависимость скорости охлаждения металла в критическом интервале температур от толщины и суммарной погонной энергии сварки, а также зависимость скорости охлаждения от начальной температуры.

## **2. ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ВЯЗКОСТЬ ГРУБОЗЕРНИСТОЙ ОБЛАСТИ ЗТВ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ**

Стандартные испытания сварного соединения на ударный изгиб по линии сплавления затрагивают сразу несколько областей ЗТВ, что может приводить к нестабильности результатов испытаний. Поэтому для установления влияния локальной микроструктуры ЗТВ на свойства сварного соединения представляется целесообразным проведение испытаний, затрагивающих только исследуемый участок ЗТВ.

Попытки количественно связать механические свойства различных участков сварного соединения и микроструктуру с процессами нагрева и охлаждения известны в сварочной литературе давно. Наиболее современным и эффективным подходом является метод имитации термических циклов сварки, т. е. точное воспроизведение этапов нагрева и охлаждения металла.

### **2.1. Материал и методика исследования**

Применённый в работе подход к оценке влияния микроструктуры грубозернистого участка ЗТВ на вязкость сварного соединения основывается на методе лабораторного термоциклирования, в ходе которого номинально одинаковые образцы нагреваются и охлаждаются в соответствии с заданными сварочными термическими циклами. Метод имитации термических циклов позволяет сравнивать локальные участки ЗТВ для различных видов и режимов сварки посредством изучения микроструктуры и свойств металла [1].

Изучение особенностей микроструктуры грубозернистого участка ЗТВ проводили на трёх марках сталей, которые широко применяются для производства электросварных труб большого диаметра. Химический состав сталей представлен в таблице 4. Стали получены от одного производителя, и обработаны по одной технологии термомеханической контролируемой прокатки. Образцы для испытаний квадратного сечения  $10 \times 10 \times 110$  мм изготавливали из промышленного листового проката, предназначенного для производства труб. Ориентация образцов – поперечная.

Таблица 4 – Химический состав, массовая доля %.

Сталь	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Al</i>	<i>Cr+Ni+Cu</i>	<i>Ti</i>	<i>N</i>	<i>V</i>	<i>Nb</i>
07Г2НДФБ	0,067	0,22	1,66	0,040	0,36	0,022	0,0045	0,026	0,059
05ХГ2НДБ	0,050	0,24	1,63	0,030	0,55	0,018	0,0030	0,002	0,057
07ХГСФБ	0,066	0,62	0,64	0,023	0,67	0,016	0,0080	0,079	0,035

Испытания по термоциклированию образцов проводили на испытательном комплексе Gleeble 3180 (рисунок 9). Нагрев и охлаждение образцов в вакуумной камере Gleeble происходит за счёт тепла, выделяющегося при пропускании тока, и охлаждаемых токопроводящих захватов. Контроль температуры осуществляется в непрерывном автоматическом режиме при помощи термопары, приваренной к центру рабочей зоны образца. За счёт этого комплекс Gleeble позволяет в точности воспроизвести сварочный термический цикл и гарантированно обеспечить повторяемость имитационных испытаний. Данный подход отличается от широко используемой в России методики изучения свариваемости, согласно которой образцы сначала нагревают в индукторе, затем охлаждают в различных средах для создания различной скорости охлаждения [32].

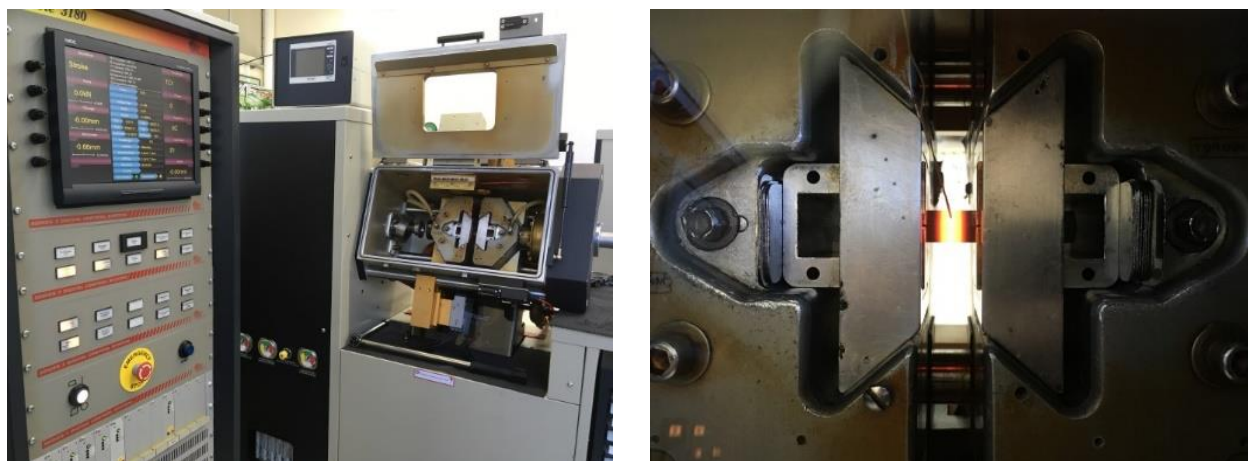


Рисунок 9 – Испытательный комплекс Gleeble 3180 (слева). Нагрев образца в вакуумной камере Gleeble 3180 (справа).

В качестве теплового воздействия на микроструктуру рассматривали случай односторонней сварки продольного стыкового соединения при фиксированной толщине металла – 29,8 мм. Термические циклы рассчитывали на глубине 8 мм от поверхности в точке с максимальной температурой нагрева 1350 °С, что соответствует грубозернистому участку ЗТВ. В качестве

характеристического параметра термического цикла рассматривали  $w_{8/5}$  – скорость охлаждения в интервале температур 800-500 °С. Изменение скорости охлаждения  $w_{8/5}$  для изучения воздействия различных видов сварки на микроструктуру достигали за счёт варьирования погонной энергии (рисунок 10).

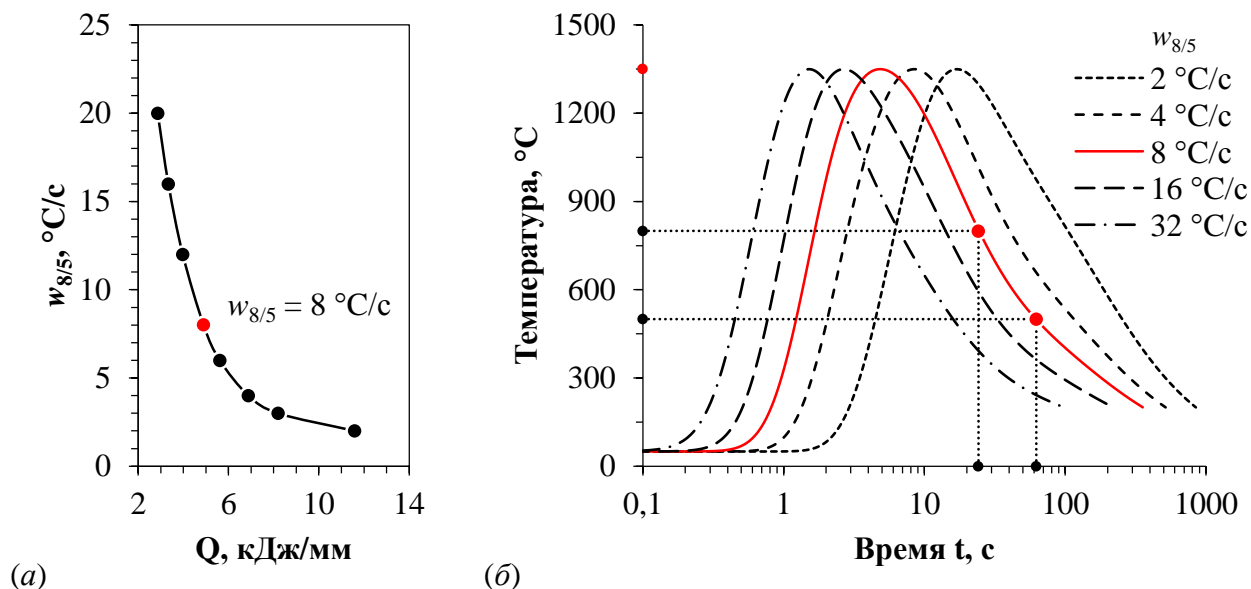


Рисунок 10 – График зависимости скорости охлаждения металла в ЗТВ сварного соединения в точке с максимальной температурой нагрева 1350 °С в зависимости от погонной энергии (а). Расчётные термический циклы (б).

Для изучения реакции сталей на тепловое воздействие из образцов, испытанных по термическим циклам, изготавливали образцы Шарпи (рисунок 11) и проводили испытания на ударный изгиб на маятниковом копре Zwick PSW в соответствии с ГОСТ 9454. Концентратор острой формы изготавливали строго по центру рабочей зоны в плоскости расположения термопары. Образцы испытывали сериями по восемь штук для каждого термического цикла в диапазоне температур от -40 до +20 °С с шагом в 10 °С.

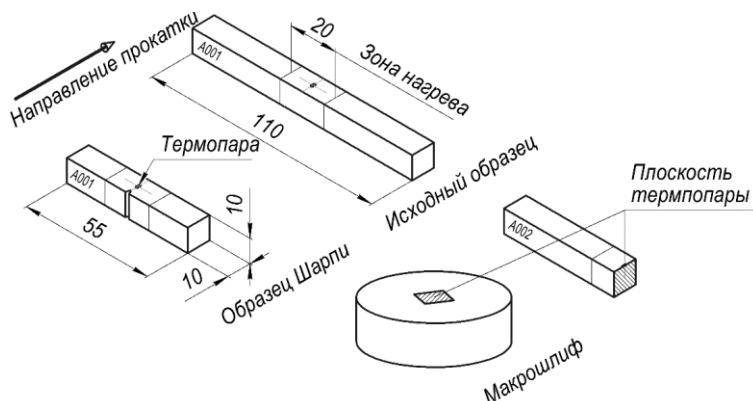


Рисунок 11 – Методика подготовки и испытания образцов.

Для изучения микроструктуры сталей применяли двухлучевую систему CrossBeam 1540 EsB (Carl Zeiss), оборудованную системой дифракции отражённых электронов (ДОЭ), состоящей из камеры Nordlys S и программного обеспечения Aztec 3.1. При исследовании микроструктуры методом ДОЭ ускоряющее напряжение составляло 20 кВ в режиме «высокого тока» с апертурой 60 мкм, рабочим расстоянием 15 мм и наклоном образца в 70°. Съёмку производили по квадратному растру с шагом 100-200 нм, бинингом 4×4 и коррекцией дрейфа. Пост-обработку ориентационных данных осуществляли в программном пакете HKL Channel 5. Накопление статистических данных для оценки характеристик микроструктуры проводили по трём и более областям, суммарной площадью более 0,5 мм<sup>2</sup>. Параметры микроструктуры определяли в продольном сечении под линией надреза имитированных образцов. Шлифы подготавливали по стандартным металлографическим методикам. На последнем этапе для снятия поверхностного дефектного слоя применяли суспензию коллоидного кремния 0,05 мкм. При ДОЭ анализе за высокоугловые границы принимали границы с разориентациями более 15°, малоугловыми – от 2 до 15° [33]. Выявление обогащённых углеродом составляющих в микроструктуре грубозернистой области зоны термического влияния методом цветного травления проводили с использованием реактива ЛеПера [34]. Для его приготовления в равных долях смешивали 1% водный раствор Na<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub> и 4% раствор пикриновой кислоты в спирте.

Исследовали размеры зёрен исходного аустенита, размеры и объёмную долю зёрен остаточного аустенита, размеры и объёмную долю частиц МА-составляющей, плотность малоугловых и высокоугловых границ зёрен. Измерение размера зёрен исходного аустенита проводили на основе ориентационных карт. Поскольку зерна остаточного аустенита наследуют ориентацию зёрен исходного аустенита, области с одинаковой ориентацией зёрен остаточного аустенита были отнесены к одному зерну исходного аустенита. Также для определения расположения границ исходного аустенита использовали карты качества картин Кикучи на которых границы исходного

аустенита представлены протяжёнными прямыми линиями. Распределение размеров и объёмной доли зёрен остаточного аустенита определяли путём анализа расположения на ориентационной карте областей с ГЦК решёткой. Размер зерна остаточного аустенита рассчитывали, как средневзвешенный по площади диаметр окружности, имеющей такую же площадь как зерно. Распределение размеров и объёмной доли частиц МА-составляющей определяли путём анализа ориентационных карт в координатах качества картин Кикучи. Выделение зёрен МА-составляющей проходило с использованием алгоритма на основе нейронной сети, обученной на размеченной выборке ориентационных карт.

Плотность границ зёрен определяли по ориентационным картам, на которых были выделены границы в диапазоне  $1-10^\circ$  и выше  $10^\circ$  как отношение суммарной длины границ к площади анализируемого участка в  $\text{мм}^{-1}$ .

## 2.2. Результаты экспериментов и их обсуждение

В зависимости от скорости охлаждения при имитации термических циклов микроструктура изученных сталей содержала следующие составляющие: доэвтектоидный или зернограничный феррит (ЗГФ), гранулярный бейнит (ГБ), реечный бейнит (РБ), отдельные области видманштеттова феррита (ВФ) а также участки остаточного аустенита и МА составляющей. На рисунках 12, 13, 14 представлены характерные ферритные структуры.

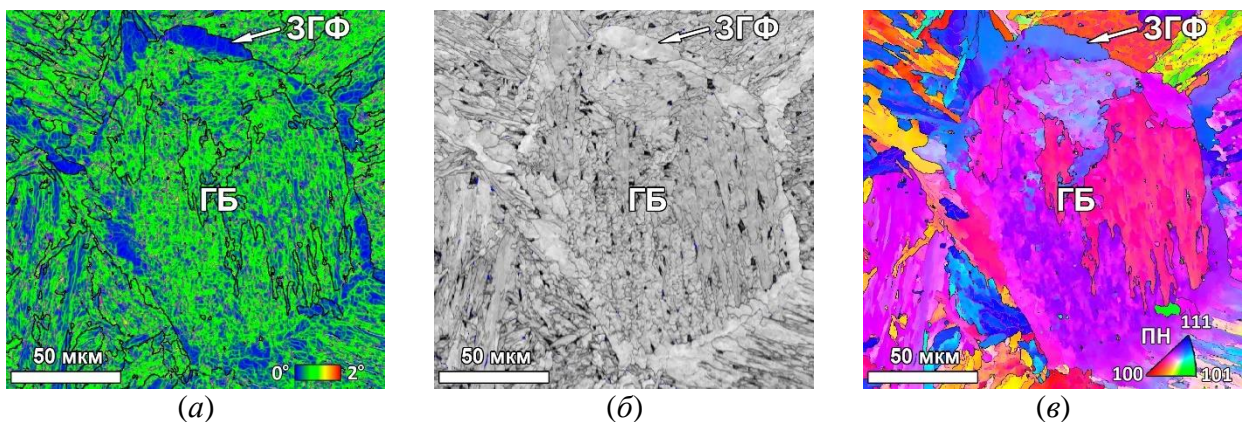


Рисунок 12 – Гранулярный бейнит и зернограничный феррит. Сталь 05XГ2НДБ. Скорость охлаждения  $w_{8/5} = 1 \text{ }^\circ\text{C/s}$ : (а) карта кернеловских средних разориентаций (КСР); (б) карта качества ДОО картин; (в) карты ОПФ. Высокоугловые границы  $>15^\circ$  (черный), малоугловые границы  $2-15^\circ$  (фуксия).

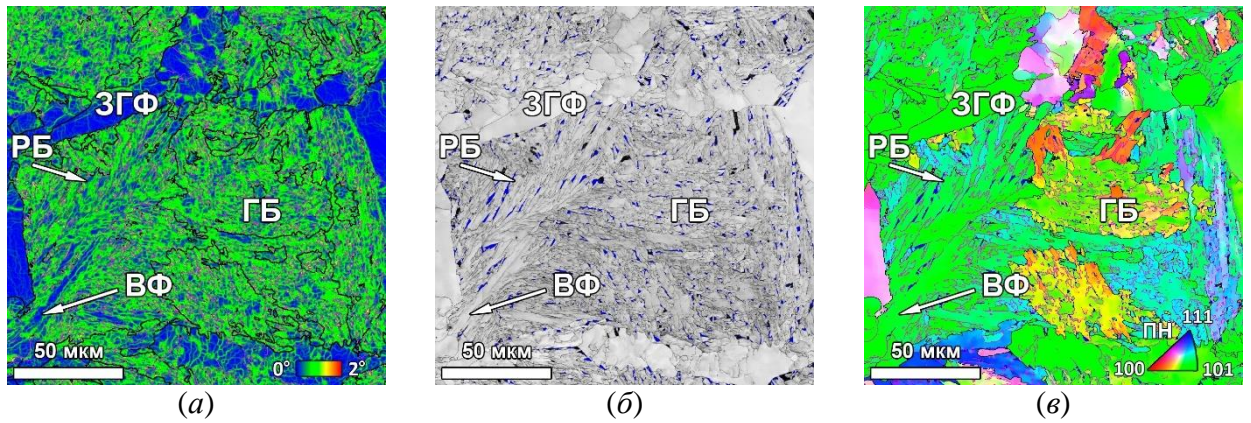


Рисунок 13 – Гранулярный бейнит и речный бейнит. Сталь 07XГСФБ. Скорость охлаждения  $w_{8/5} = 6 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ : (а) карта кернеловских средних разориентаций (КСР); (б) карта качества ДОО картин; (в) карты ОПФ. Высокоугловые границы  $>15^\circ$  (черный), малоугловые границы  $2\text{-}15^\circ$  (фуксия).

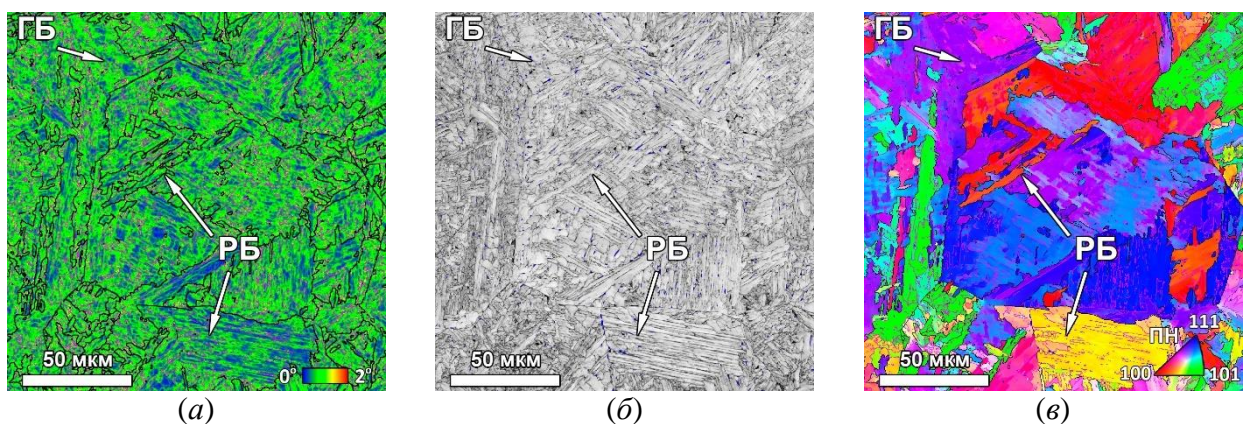


Рисунок 14 – Речный бейнит. Сталь 07Г2НДФБ. Скорость охлаждения  $w_{8/5} = 16 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ : (а) карта кернеловских средних разориентаций (КСР); (б) карта качества ДОО картин; (в) карты ОПФ + границы зёрен. Высокоугловые границы  $>15^\circ$  (черный), малоугловые границы  $2\text{-}15^\circ$  (фуксия).

Основной особенностью ЗГФ является то, что такие зерна образуются по диффузионному механизму превращения по границам зёрен бывшего аустенита. ЗГФ отчётливо выявляется на картах кернеловских средних разориентаций (КСР) по областям, проявляющим локальные разориентации ниже  $0,4^\circ$  (синие области) (см. рис. 12-а; рис. 13-а). На таких картах усреднение разориентаций производится по кернелам – центральной точке приписывается средняя разориентация между ней и смежными точками. Пониженное значение параметра КСР свидетельствует о более совершенном строении зёрен ЗГФ. На картах качества ДОО картин BS зерна ЗГФ выглядят как наиболее светлые области (см. рис. 12-б; рис. 13-б). Параметр качества ДОО картин BS характеризует уширение Кикучи полос в каждой точке растра. В более дефектных областях микроструктуры происходит уширение Кикучи полос,

поэтому параметр  $BS$  проявляет сниженные значения. На картах ОПФ, отображающих разориентацию каждой точки раstra по отношению к поперечному направлению образца (см. рис. 12-в; рис. 13-в), такие зёрна проявляют практически постоянную ориентацию (один цвет), как результат плавной миграции межфазной  $\gamma/\alpha$  границы.

Бейнитные составляющие микроструктуры образуются при больших по сравнению с ЗГФ скоростях  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения по сдвигово-диффузионному механизму. Как зерна ГБ, так и зерна РБ на картах КСР (жёлтые и зелёные области) проявляют повышенную концентрацию локальных разориентаций  $1-1,6^\circ$  (см. рис. 12-а; рис. 13-а; рис. 14-а).  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение с образованием ГБ происходит при более высоких температурах, чем образование РБ [33]. Это проявляется в различных кристаллографических особенностях микроструктуры и субструктуры. Зёрна ГБ имеют сложную разветвлённую форму (см. рис. 12-б; рис. 13-б). Во многих случаях зерна ГБ по размерам сопоставимы с размерами зёрен бывшего аустенита. Внутри областей ГБ часто высокоугловые границы представляются незавершёнными (рис. 15-а). Ещё одним признаком ГБ является формирование грубых неравноосных областей МА- и А-составляющих. ГБ состоит из набора субзерен, часто разделённых нерегулярными границами (см. рис. 12-в; рис. 15-а). Иногда такие области содержат различно ориентированные пластины бейнитного феррита.

РБ образуется при более низких температурах превращения. Большой вклад сдвиговой составляющей отражается в том, что такие зёрна проявляют реечную, либо пакетную форму, а субграницы выстраиваются в параллельные ряды реек (см. рис. 14-б; рис. 15-б). Оттеснение углерода из тела реек приводит к тому, что наблюдается тенденция к образованию более вытянутых тонких прослоек из МА- и А-составляющих между рейками и грубых полигональных зёрен МА и А между отдельными пакетами и по границам зёрен бывшего аустенита (рис. 15-б). В структуре всех имитированных образцов наблюдали значительную долю МА-составляющей (1,5-5%); вопрос влияния доли, размера и формы МА-составляющей на хладноломкость ЗТВ исследуемых сталей

является предметом дальнейших исследований. Границы между бейнитными пакетами являются высокоугловыми, в то время как внутри бейнитных пакетов разориентации между рейками лежат в пределах  $2-5^\circ$  (см. рис. 14-в; рис. 15-б).

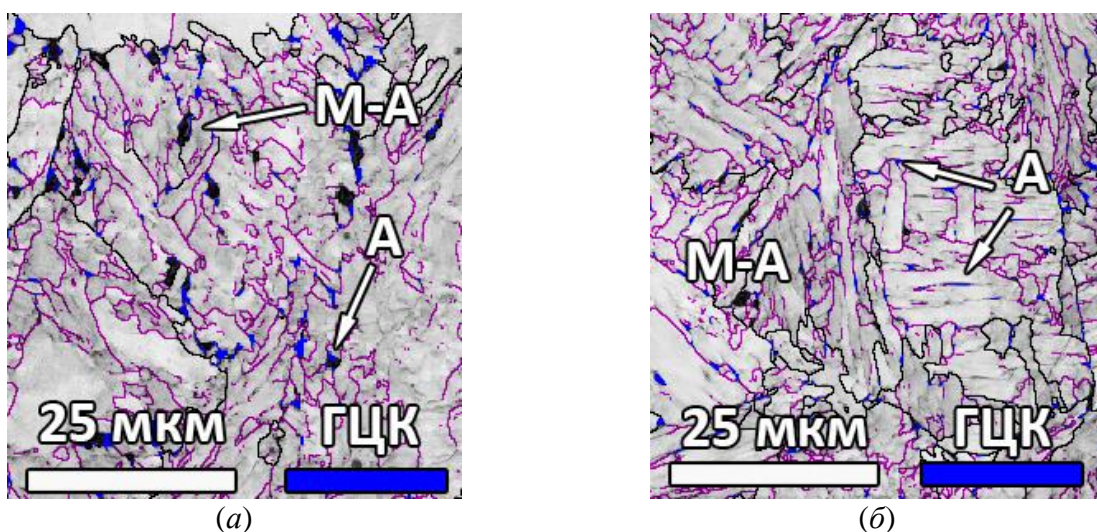


Рисунок 15 – Бейнитные составляющие микроструктуры. Сталь 07ХГСФБ. Карта качества BS (ДОЭ): (а) – ГБ,  $w_{8/5} = 1,5 \text{ }^\circ\text{C/c}$ , (б) – РБ,  $w_{8/5} = 6 \text{ }^\circ\text{C/c}$ . Высокоугловые границы  $>15^\circ$  (черный); малоугловые границы  $2-15^\circ$  (фуксия).

Результаты оценки содержания составляющих в микроструктуре металла грубозернистой области ЗТВ методом ДОЭ представлены на рисунке 16.

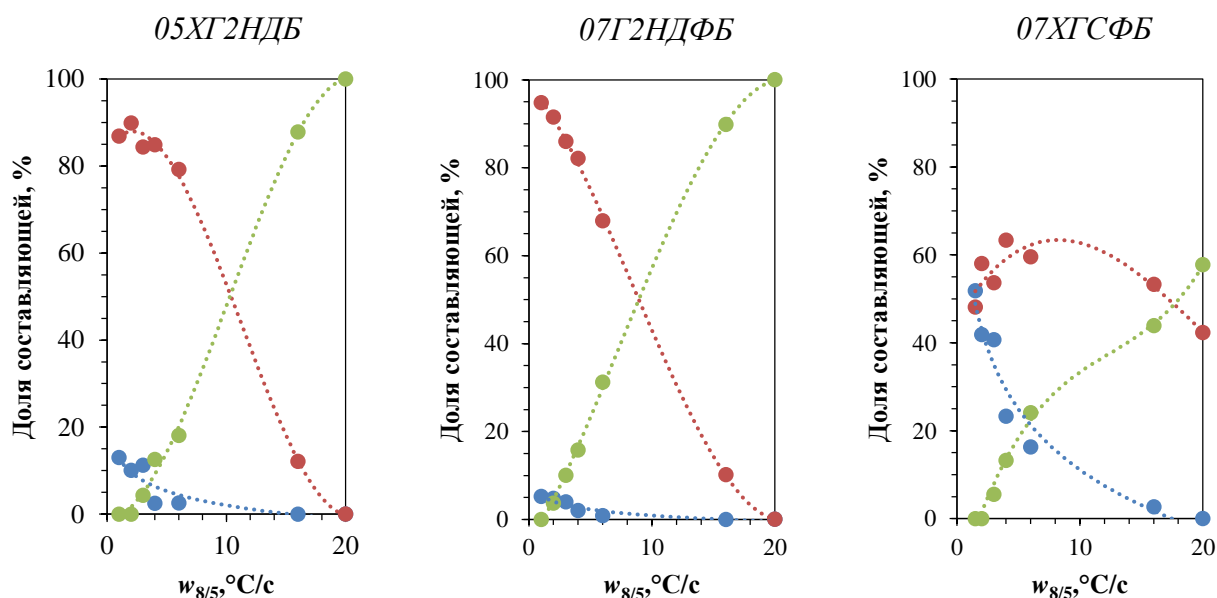


Рисунок 16 – Диаграммы структурного состояния грубозернистой области ЗТВ исследуемых сталей (ДОЭ): ● – ЗГФ (синий); ● – ГБ (красный); ● – РБ (зелёный).

$\gamma \rightarrow \alpha$  превращение в грубозернистой области ЗТВ всех представленных сталей в интервале скоростей охлаждения  $w_{8/5} = 1-6 \text{ }^\circ\text{C/c}$  начинается с выделения зёрен ЗГФ по границам зёрен бывшего аустенита. С увеличением скорости

охлаждения происходит постепенное снижение содержания ЗГФ. Для сталей 05ХГ2НДБ и 07Г2НДФБ отдельные зерна ЗГФ сохраняются до  $w_{8/5} = 6 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ . Наименьшую устойчивость аустенита и наибольшую долю зёрен ЗГФ проявляет сталь 07ХГСФБ. Отдельные зерна ЗГФ сохраняются вплоть до  $w_{8/5} = 16 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ . При этом с увеличением скорости охлаждения на отдельных участках зёрен ЗГФ наблюдалось образование видманштеттовых игл (рис. 13-б). Это может оказывать дополнительное охрупчивающее влияние, особенно в сталях с пониженной устойчивостью аустенита.

Начиная со скоростей охлаждения  $w_{8/5} = 3 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$  для сталей 05ХГ2НДБ и 07ХГСФБ, а для стали 07Г2НДФБ начиная с  $w_{8/5} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$  позиции зёрен ЗГФ постепенно замещаются пакетами РБ. С повышением скорости охлаждения доля РБ в микроструктуре возрастает для всех сталей. Этот процесс сопровождается изменением внутреннего строения бейнитных пакетов. В плоскости металлографического шлифа могут оказаться как сечения пакетов РБ с параллельными рейками, так и участки с другим расположением сонаправленных реек (см. рис. 14-б, -в; рис. 15-б). Относительно природы этого явления могут существовать различные мнения [27, 35].

Изменение соотношений составляющих микроструктуры также сопровождается повышением в микроструктуре плотности высокоугловых границ, определяющих сопротивление зарождению и распространению хрупкого разрушения [36] (рис. 17). Одной из причин наблюдаемого повышения плотности является увеличение вклада границ зёрен бывшего аустенита (рис. 18). Измельчение зёрен бывшего аустенита происходит из-за снижения погонной энергии сварки – уменьшения времени нахождения выше температуры  $A_{c3}$  как при нагреве, так и при охлаждении [37, 38]. С повышением скорости охлаждения при имитации грубозернистой области ЗТВ, увеличение плотности высокоугловых границ также обусловлено изменением соотношения ферритных составляющих микроструктуры: замещением гранулярного бейнита речным. В структуре ГБ высокоугловых границ мало и они имеют незавершённую форму,

в РБ дополнительный вклад в плотность высокоугловых границ вносят границы между бейнитными пакетами.

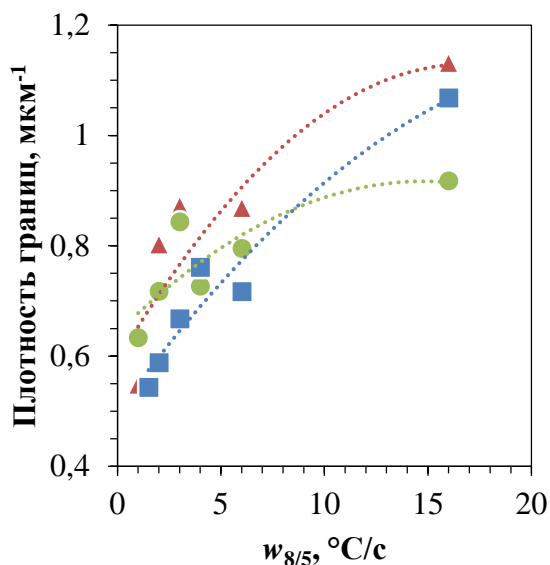


Рисунок 17 – Зависимость плотности высокоугловых границ зёрен ( $>15^\circ$ ) от скорости охлаждения грубозернистой области ЗТВ (ДОЭ):  $\blacktriangle$  – 07Г2НДФБ;  $\bullet$  – 05ХГ2НДБ;  $\blacksquare$  – 07ХГСФБ.

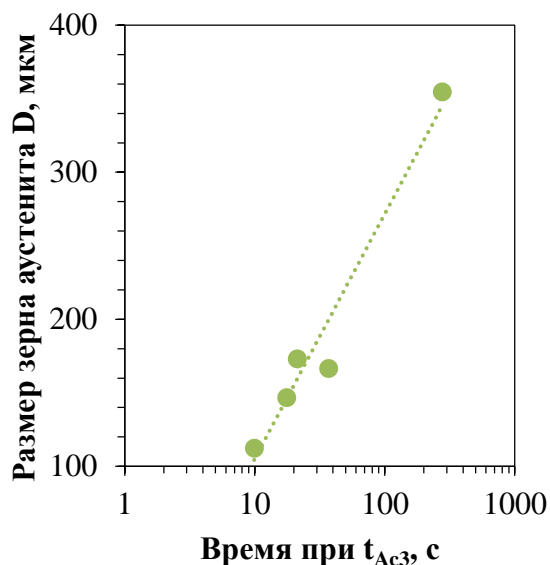


Рисунок 18 – Влияние времени нахождения при  $T > T_{Ac3}$  на размер бывшего аустенита. Сталь 05ХГ2НДБ.

Наблюдаемые особенности изменения микроструктуры при увеличении скорости охлаждения привели к повышению средних значений ударной вязкости  $KCV^{-20}$  (рис. 19-а). Следует отметить, что увеличение средних значений вязкости происходит не за счёт возрастания максимальных значений, а за счёт перераспределения образцов внутри диапазона рассеяния значений ударной вязкости. С увеличением доли РБ средняя вязкость возрастает.

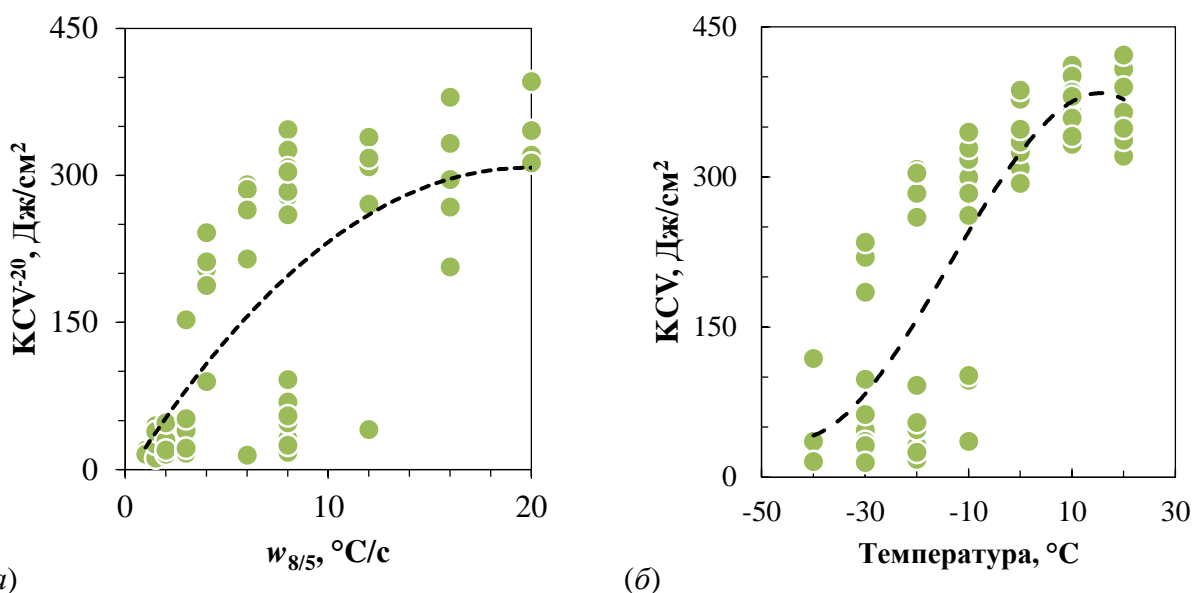


Рисунок 19 – Результаты испытаний на ударный изгиб. Сталь 05XГ2НДБ: (а) зависимость  $KCV^{-20}$  от скорости охлаждения; (б) зависимость  $KCV$  от температуры испытания ( $w_{8/5} = 8$  °C/c).

Температурная зависимость ударной вязкости образцов стали 05XГ2НДБ после имитации при скорости охлаждения  $w_{8/5} = 8$  °C/c представлена на рисунке 19-б. Снижение средней величины ударной вязкости с 370 Дж/см<sup>2</sup> при 10 °C до 35 при -40 °C предполагает, что в этом интервале температур имеет место переход от вязкого разрушения к хрупкому. При таком рассмотрении повышение уровня ударной вязкости с увеличением скорости охлаждения  $w_{8/5}$  можно объяснить сдвигом вязко-хрупкого перехода в направлении более низких температур. Предполагается, что при низких скоростях охлаждения  $w_{8/5}$  наблюдается более высокая температура вязко-хрупкого перехода.

На рисунке 20 приведены результаты оценки содержания обогащённых углеродом составляющих микроструктуры. Общее содержание обогащённых углеродом составляющих для сталей 05XГ2НДБ и 07Г2НДФБ лежит в пределах 1-2,3%, при этом характер изменения обогащённых углеродом составляющих схож. Содержание А колеблется в интервале 0,6-0,1%, МА – 1,4-0,2%, М – 1,1-0,2%. В целом прослеживается тенденция к снижению содержания обогащённых углеродом составляющих с увеличением скорости охлаждения. Как уже отмечалось ранее этот процесс сопровождается переходом от гранулярного бейнита к речному. В стали 07XГСФБ общее содержание обогащённых углеродом

составляющих 2-3%, что объясняется большей стабильностью аустенита. До скорости охлаждения  $w_{8/5} = 4 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$  наблюдается рост общего содержания обогащённых углеродом составляющих микроструктуры, после – снижение. При этом стоит отметить, что с повышением скорости охлаждения содержание МА снижается, содержание М колеблется, а содержание объёмной доли аустенита до скорости  $4 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$  возрастает, а затем снижается. По-видимому, это связано с большей стабильностью микроструктуры первичного зернограничного феррита, которая стабилизирует содержание гранулярного бейнита в микроструктуре.

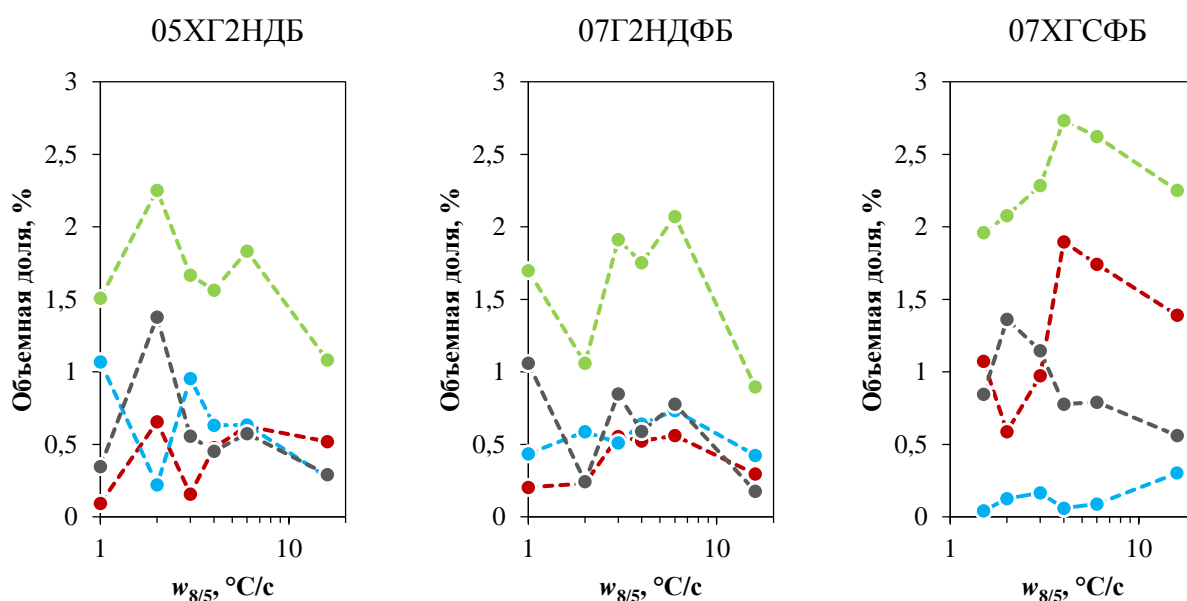


Рисунок 20 – Объёмная доля составляющих в микроструктуре: ● – А (красный); ● – М (синий); ● – МА (серый); ● – А+М+МА (зелёный).

Во всех изученных сталях суммарное содержание обогащённых углеродом составляющих не превышало 3%. Несомненно, снижение объёмной доли и размера наиболее дефектных М и МА составляющих в микроструктуре грубозернистой области ЗТВ со снижением погонной энергии сварки оказывает положительное влияние на повышение вязкости, однако их слабая корреляция с ударной вязкости не позволяет говорить о том, что рассмотренный фактор являлся определяющим. На основе полученных данных можно предположить, что М и МА составляющие скорее вносят дополнительное охрупчивающее влияние. В работе [39] пришли к аналогичным выводам на примере изучения имитации грубозернистой ЗТВ после одного цикла нагрева. Отмечалось, что за

обеспечение вязкости в такой микроструктуре отвечают ферритные составляющие. Однако, при проведении экспериментов по имитации второго цикла охрупчивающая роль МА составляющей многократно усиливается, в связи с тем, что в этом случае МА располагается по границам зёрен и именно с ней связывают резкое падение вязкости.

На рисунке 21 представлены размеры обогащённых углеродом составляющих микроструктуры. Микроструктуру аппроксимировали нормированным по площади средним эквивалентным диаметром. Для всех сталей размеры М и МА практически одинаковые и имеют тенденцию к снижению эквивалентного диаметра с увеличением скорости охлаждения. Размеры А во всех случаях больше, чем размеры М ~ на 0,5 мкм. Размеры А для сталей 05ХГ2НДБ и 07Г2НДФБ слабо зависят от скорости охлаждения, в то время как в стали 07ХГСФБ наблюдается некоторое снижение средневзвешенного диаметра.

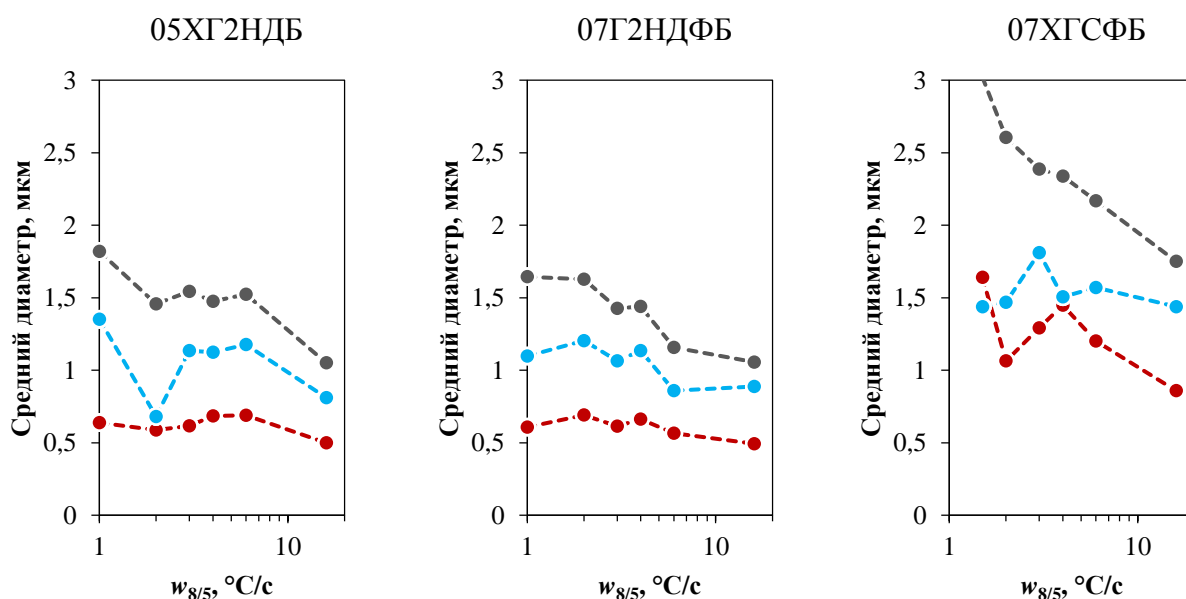


Рисунок 21 – Средневзвешенный по площади диаметр составляющих микроструктуры: ● – А (красный); ● – М (синий); ● – МА (серый).

### 2.3. Выводы по главе

1. Посредством оценки микроструктуры с применением методов ДОЭ установлены закономерности структурообразования при имитации грубозернистой области ЗТВ высокопрочных низколегированных сталей

07Г2НДФБ, 07ХГСФБ и 05ХГ2НДБ в интервале скоростей охлаждения  $w_{8/5} = 1-20$  °С/с.

2. Образование зернограничного феррита приводит к стабилизации крупных областей гранулярного бейнита, в ряде случаев соответствующих размерам зёрен бывшего аустенита. С увеличением скорости охлаждения превращение с образованием зернограничного феррита подавляется. Положения зарождения таких зёрен на границах бывшего аустенита занимают области речного бейнита. Дальнейшее повышение скорости охлаждения приводит к замещению зёрен гранулярного бейнита пакетами речного бейнита. Описанные изменения соотношений ферритных составляющих в условиях измельчения микроструктуры бывшего аустенита, вызванного снижением погонной энергии сварки, приводят к повышению плотности высокоугловых границ.

3. Ударная вязкость при имитации грубозернистой области ЗТВ определяется как дисперсностью ферритных составляющих микроструктуры, так и их соотношением в микроструктуре. Предполагается, что увеличение скорости охлаждения при имитации посредством изменения параметров микроструктуры приводит к сдвигу температуры вязко-хрупкого перехода в направлении низких температур.

4. Установлено, что в грубозернистой зоне термического влияния сталей 05ХГ2НДБ, 07Г2НДФБ и 07ХГСФБ присутствуют как области МА составляющей, так и области М и А. Содержание обогащённых углеродом составляющих в микроструктуре исследуемых сталей после воздействия ТЦ сварки отличается. В стали 07ХГСФБ в среднем присутствует большее количество М и МА составляющих. Снижение погонной энергии сварки приводит к измельчению размера обогащённых углеродом составляющих микроструктуры, однако схожесть и плавность изменения характеристик микроструктуры для всех исследованных случаев может указывать на то, что этот фактор оказывает лишь дополнительное охрупчивающее влияние при имитации первого термического цикла.

### 3. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ТЕХНОЛОГИИ МНОГОДУГОВОЙ СВАРКИ ПОД ФЛЮСОМ С ПОНИЖЕННЫМИ ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯМИ

На сегодняшний день для дуговых методов сварки не существует методик и технологий, позволяющих полностью избавиться от зон пониженной вязкости в сварном соединении. Однако, проведенные исследования по свариваемости трубных сталей свидетельствуют, что снижение тепловложений благоприятно влияет на сопротивление хрупкому разрушению крупнозернистого участка ЗТВ. В общем случае снижение погонной энергии ( $Q_l$ ) на 15% приводит к уменьшению времени пребывания металла в критическом интервале температур 800-500 °С ( $t_{8/5}$ ) на 30% и обеспечивает рост значений ударной вязкости (при температуре испытания -20 °С) на 50%.

При многодуговой сварке продольных швов труб суммарные тепловложения зависят главным образом от толщины стенки. При этом режимы сварки и параметры разделки подбирают таким образом, чтобы: 1. обеспечить проплавление и перекрытие швов; 2. заполнить разделку и сформировать плавно переходящий в основной металл валик. От геометрических размеров разделки зависит скорость металлургических процессов в жидкой ванне, вероятность возникновения дефектов, химический состав и форма шва. Под оптимальной формой шва подразумевается – симметричный шов, без дефектов, с плавно переходящим в основной металл валиком, ширина и глубина которого позволяет однозначно ориентировать образцы для испытаний.

Очевидно, что с ростом толщины свариваемого металла геометрические параметры разделки и режимы сварки изменяются, увеличивается притупление кромок и объем разделки, а вместе с тем возрастает и погонная энергия сварки. Согласно геометрической оценке соотношения площадей шва и разделки, для стандартной<sup>1</sup> технологии сварки труб, доля участия присадочного металла в сварном шве  $\psi_H = F_H / (F_o + F_H)$  не превышает  $35 \pm 5\%$  (рис. 22). Это означает, что на нагрев и плавление основного металла расходуется больше тепловой энергии,

---

<sup>1</sup> Стандартная технология – технология сварки по соответствующим толщине металла режимам, описанная в ТК на линию 1420 ТЭСЦ №4 АО «ВМЗ».

чем на плавление сварочной проволоки. В работе [40] показано, что изменять долю участия присадочного металла в сварном шве только за счёт режимов сварки можно в очень узких пределах. Это объясняется низкой гибкостью технологического процесса и механизмом плавления основного металла. Так основной металл плавиться не только под действием тепла сварочной дуги, но и за счёт теплосодержания перегретых жидких капель сварочной проволоки, переносимых в сварочную ванну.

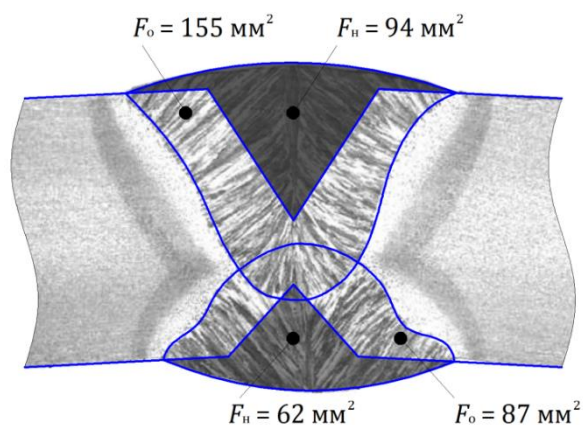


Рисунок 22 – Макрошлиф сварного соединения:  $F_0$  – площадь поперечного сечения основного металла;  $F_n$  – площадь поперечного сечения наплавленного металла.

Несмотря на то, что плавление электродных проволок производится в одну общую сварочную ванну, каждый электрод в многодуговом тандеме подключён к отдельному источнику питания, имеет собственные режимы сварки и установочные параметры, а вместе с тем и предназначение. Первый электрод, как правило, питается постоянным током обратной полярности, имеет максимальный ток, а его действие направлено на проплавление свариваемых кромок. Второй и последующие электроды, как правило, питаются переменным током промышленной частоты (50 Гц), характеризуются нисходящей величиной тока и возрастающим напряжением. Их действие направлено на заполнение разделки и формирование сварного соединения.

Для того чтобы снизить тепловую нагрузку на основной металл необходимо создать такие условия, при которых: 1. сварочная проволока будет плавиться и заполнять разделку более интенсивно; 2. расплавленный металл не будет перегреваться. За счёт увеличенной скорости плавления сварочной проволоки, при прочих равных, можно либо увеличить скорость сварки, либо

снизить ток. Применительно к многодуговой сварке, скорость оказывает более значительное влияние на параметры шва и количество выделяющегося тепла на единицу длины шва (погонную энергию), чем сварочный ток. С увеличением скорости сварки, при неизменном токе и напряжении дуги, время воздействия дуги на основной металл уменьшается, вследствие чего уменьшается глубина и ширина проплавления. Поэтому для достижения оптимального баланса глубины проплавления и заполнения разделки может потребоваться комплексная корректировка режимов сварки. Изменение скорости сварки в пределах 20-100 м/ч и изменение напряжения дуги (в допустимых пределах в отношении формирования шва) не оказывают существенного влияния на скорость плавления электродной проволоки.

При снижении тепловложений важным условием формирования качественного сварного соединения становится обеспечение протекания металлургических процессов. В процессе сварки между жидким флюсом и металлом протекают металлургические реакции, в результате которых происходит восстановление находящихся во флюсе окислов марганца и кремния, и за счёт этого металл шва обогащается марганцем и кремнием, а образующийся в процессе реакции оксид железа ( $FeO$ ) переходит в шлак. Переход марганца и кремния из флюса в металл шва зависит от содержания этих элементов в проволоке и флюсе и от режимов сварки. С увеличением содержания марганца и кремния во флюсе возрастает интенсивность перехода их в шов. С увеличением сварочного тока переход в шов марганца и кремния уменьшается, а при увеличении напряжения на дуге – увеличивается. Это связано с изменением соотношения между количеством расплавленного флюса и металла шва. Увеличение сварочного тока приводит к повышению доли расплавленного основного металла в металле шва, а повышение напряжения дуги – к увеличению количества расплавленного флюса. Скорость сварки влияет на время взаимодействия жидкой ванны и расплавленного флюса. При недостаточном содержании в сварочной ванне марганца и кремния в металле шва могут

образовываться поры и повышаться загазованность металла шва (в том числе содержание кислорода и водорода) [31].

### **3.1. Влияние диаметра и вылета сварочной проволоки на коэффициент наплавки**

Эффективность плавления электродной проволоки зависит от её диаметра и вылета, рода и полярности сварочного тока [41, 42]. При этом нагрев и плавление сварочной проволоки происходит главным образом за счёт теплоты, выделяющейся в вылете сварочной проволоки (закон Джоуля-Ленца) и в процессе горения электрической дуги. Эффективная мощность электрической дуги, в свою очередь, состоит из суммы мощностей, выделяемых в различных областях дуги: на аноде, катоде и в столбе дуги [43]. Аналитическая зависимость скорости подачи электродной проволоки  $w$  [мм/с] от сварочного тока и длины вылета [44]:

$$w = \frac{1}{H_m + b} (\varphi j + R_w L j^2); \quad (3)$$

$H_m$  – эмпирическая константа (полная энергия, вводимая в единицу объёма сварочной проволоки) для стали  $H_m = 11,1$  [Дж/мм<sup>3</sup>];

$b$  – коэффициент, зависящий от электрического сопротивления материала сварочной проволоки, для стали  $b = 4,0$  [Дж/мм<sup>3</sup>];

$\varphi$  – эквивалентное напряжение нагрева электрода [В]:

$$\varphi = V_A + V_W + V_E;$$

$V_A$  – падение напряжения в приэлектродной области.

$V_W$  – работа выхода электронов для материала сварочной проволоки;

$V_E$  – потенциал ионизации электрической дуги;

$j$  – плотность тока [А/мм<sup>2</sup>]:

$$j = \frac{4I}{\pi d^2};$$

$I$  – сварочный ток [А];

$d$  – диаметр сварочной проволоки [мм];

$R_w$  – удельное сопротивление сварочной проволоки, для стали

$R_w = 1,2$  [мОм·мм];

$L$  – вылет сварочной проволоки [мм].

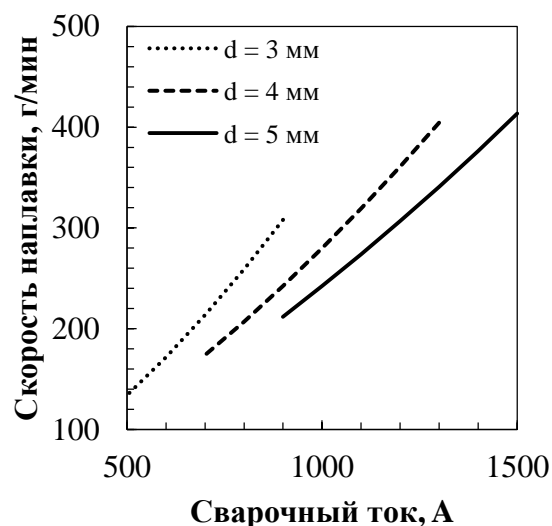
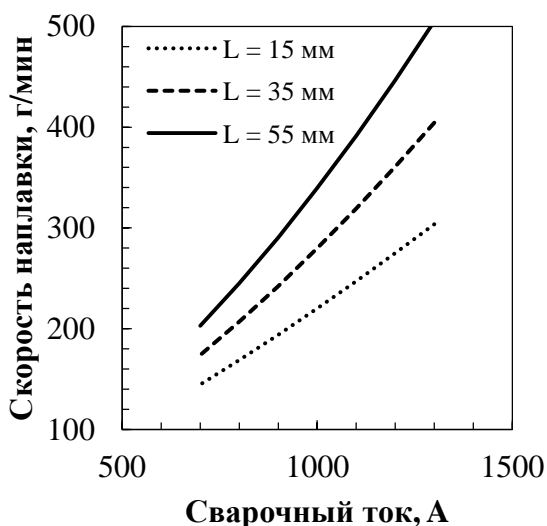
Связь объёма наплавляемого металла  $V$  [г/с] со скоростью подачи и диаметром сварочной проволоки:

$$V = w \frac{\pi d^2}{4} \rho; \quad (4)$$

$\rho$  – плотность металла сварочной проволоки в твёрдом состоянии,

$\rho = 7,8 \cdot 10^{-3}$  [г/мм<sup>3</sup>].

Из приведённого уравнения (3) следует, что скорость плавления сварочной проволоки главным образом зависит от её диаметра и вылета, рода и полярности сварочного тока (определяет величину падения напряжения). При малом токе и коротком вылете более значимо первое слагаемое уравнения (3), при малом диаметре проволоки, длинном вылете и большом токе – второе слагаемое уравнения (3). Увеличение вылета приводит к увеличению сопротивления и дополнительному нагреву сварочной проволоки, а также к ускоренному расплавлению и повышению доли электродного металла в металле сварного шва (рис. 23-а). При этом глубина проплавления несколько уменьшается. Уменьшение диаметра проволоки при неизменной силе тока также приводит к росту скорости подачи и плавления сварочной проволоки (рис. 23-б). Более того, высокая плотность тока снижает подвижность столба дуги, что ведёт к увеличению глубины проплавления и снижению ширины шва [40]. Процесс плавления электродной проволоки оказывает большое влияние на качество и производительность сварки. Важным теоретическим моментом остаётся определение температуры электродной проволоки в вылете.



(а)

(б)

Рисунок 23 – Расчётные зависимости скорости наплавки от тока при различном вылете и фиксированном диаметре сварочной проволоки  $d = 4$  мм (а); расчётные зависимости скорости наплавки от тока для различных диаметров и фиксированном вылете сварочной проволоки  $L = 35$  мм (б). Сварка переменным током.

Применительно к многодуговой сварке под флюсом стоит учитывать, что величина вылета каждого электрода определяется и зависит от заполнения разделки впереди идущими электродами, а на эффективность плавления электродной проволоки могут оказывать физические свойства материалов, в частности термодинамические и электрические свойства химических элементов входящих в состав проволоки и флюса. Так, например, по данным работы [45] сварочный флюс влияет на величины катодного и анодного падения напряжения. Изменяя значение сварочного тока, диаметр и вылет электродной проволоки, можно в широких пределах регулировать скорость плавления проволоки и управлять формой шва, в частности глубиной и шириной проплавления основного металла. Вследствие превосходной защиты жидкой сварочной ванны от воздуха при автоматической сварке под флюсом оказывается возможным применять электродную проволоку малых диаметров при весьма высокой плотности тока.

В установившемся состоянии скорость подачи электродной проволоки равна скорости её плавления, т. к. синергетические алгоритмы сварочного оборудования чётко контролируют и поддерживают параметры горения дуги. Ввиду нелинейной зависимости скорости плавления электродной проволоки от величины тока, предпочтительнее использовать ток такой величины, при котором скорость подачи и плавления электродной проволоки будет близка к максимальной скорости подачи мотор-редукторов. Однако, при сварке больших толщин для проплавления кромок электродной проволокой малого диаметра может потребоваться ток такой величины, при котором мотор-редукторы не смогут обеспечить скорость подачи проволоки равную скорости её плавления.

### **3.2. Влияние рода и полярности сварочного тока на коэффициент наплавки**

Род и полярность тока влияют на скорость плавления сварочной проволоки, на форму и размеры шва. В фундаментальных исследованиях электрической дуги установлено, что выделяемая на аноде тепловая мощность в 1,5-8,0 раз больше, чем на катоде. При этом не вся выделяемая энергия на катоде переходит в теплоту, часть её уносится электронами в плазму [43]. Однако сформировавшиеся на этом фоне представления о том, что при сварке под флюсом постоянным током обратной полярности скорость плавления электродной проволоки выше, а глубина проплавления основного металла меньше, чем при сварке постоянным током прямой полярности, являются ошибочными и не находят подтверждения в современных исследованиях [41]. Экспериментально установлено, что при сварке под флюсом постоянным током обратной полярности глубина проплавления примерно на 40-50% больше, а объем расплавленного электродного металла – меньше, чем при сварке постоянным током прямой полярности (рис. 24).

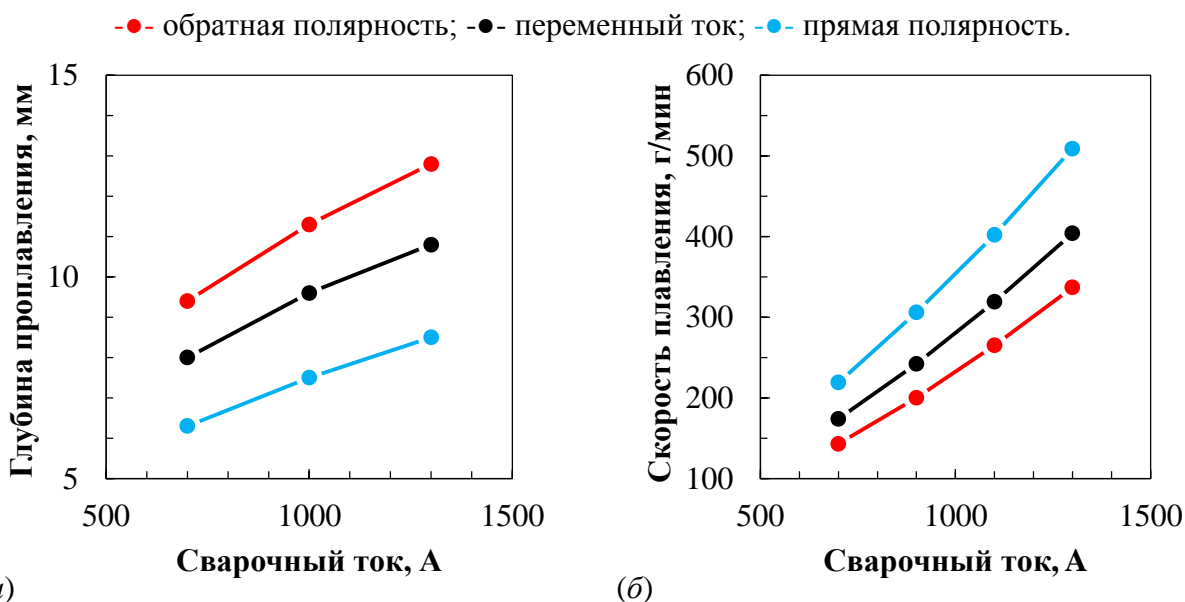


Рисунок 24 – Влияние полярности сварочного тока на глубину проплавления (а) и скорость плавления электродного металла (б) при автоматической дуговой сварке под флюсом стальным плавящимся электродом  $\varnothing 4$  мм с вылетом 35 мм.

Определяющими глубину проплавления факторами являются глубина жидкой прослойки под электрической дугой и температура стекающих в сварочную ванну капель электродного металла. Чем больше прослойка, тем меньше глубина проплавления; чем выше температура капель, тем больше глубина проплавления и наоборот. Жидкая прослойка оказывает демпфирующее действие на электрическую дугу, а выделяемая в активном пятне теплота расходуется на разогрев жидкой ванны, что приводит в первую очередь к увеличению ширины шва [46]. Для понимания причин более интенсивного плавления сварочной проволоки на прямой полярности необходимо более подробно рассмотреть процессы плавления и переноса электродного металла. В работе [47] с помощью скоростной рентгеновской киносъёмки показано влияние величины и полярности тока при сварке под флюсом на кинетику плавления электрода и перенос металла. Установлено, что с увеличением силы тока при любой полярности число переходящих капель электродного металла растёт, а время между их переходами снижается, но размер и масса капель зависит от полярности сварочного тока.

При сварке током прямой полярности в большей степени проявляется действие реактивного давления паров. В результате чего капли расплавленного

металла деформируются, удерживаются, а иногда и вытесняются на боковую поверхность электрода, в результате чего плотность тока в активном пятне на электроде повышается. Перенос металла происходит крупными каплями и их существенного измельчения с ростом тока не происходит. Предполагается, что теплота, полученная каплей из дугового промежутка, в значительной степени расходуется на плавление электродной проволоки, поэтому количество расплавленного металла при сварке на прямой полярности увеличивается [47].

При сварке током обратной полярности капли металла на торце электрода хорошо контактируют со шлаком и, достигая определенных размеров, стекают с электрода в сварочную ванну, причём с увеличением силы тока масса капель уменьшается. Наблюдается мелкокапельный перенос металла с заострением конца электрода. Перетекание капель часто происходит в потоке шлака без непосредственного контакта со столбом дуги. Иногда капли переходят в ванну, не контактируя со шлаком, или жидкий электродный металл перетекает в ванну без образования отдельных капель. Теплосодержание металла капель при дуговой сварке плавящимся электродом током обратной полярности выше, чем при прямой. Предполагается, что передаваемая капле теплота из дугового промежутка в меньшей степени участвует в расплавлении электродного металла, а в основном переносится жидкими каплями в сварочную ванну. Поэтому скорость плавления сварочной проволоки при обратной полярности ниже, чем при прямой [47].

Очевидно, что при сварке больших толщин для заполнения разделки лучше использовать прямую полярность, однако сварка под флюсом выполняется преимущественно на токе обратной полярности и на переменном токе промышленной частоты. Сварка на прямой полярности в промышленности используется крайне редко и причиной этого является низкая пространственная устойчивость дуги и нестабильность плавления электродной проволоки. Сварка переменным током позволяет частично решить проблему устойчивости дуги. При сварке переменным током глубина проплавления на 15-20% меньше, чем при сварке постоянным током обратной полярности, а масса расплавляемого

электродного металла в единицу времени соответствует промежуточному значению для прямой и обратной полярности [41]. При сварке переменным током отрицательным фактором является время, затрачиваемое на переход с прямой полярности на обратную. В определенных случаях при переходе через ноль возникают проблемы с обеспечением стабильности горения дуги, проплавлением и наплавкой валика. В тоже время переменный ток за счёт сдвига фаз позволяет повысить возможности сварки одновременно несколькими дугами.

Существенно расширить возможности сварки позволяет переменный сварочный ток прямоугольной формы, по факту представляющий собой биполярные импульсы постоянного тока (рис. 25-а). При частоте переменного тока 50 Гц и прямоугольная и синусоидальная волна пересекает ноль 100 раз в секунду, однако время смены полярности – перехода через некоторую зону около нуля, в которой отмечается нестабильность дуги – у волны прямоугольной формы значительно меньше, поэтому и устойчивость горения дуги значительно выше. Более того, для синусоидального тока максимальное амплитудное значение тока в 1,41 раз больше действующего<sup>2</sup> значения, что также отрицательно сказывается на стабильности горения и магнитном взаимодействии дуг (для случая многодуговой сварки), в то время как для импульсного тока прямоугольной формы действующее и максимальное значение тока равны.

Основным преимуществом импульсного тока, по отношению к синусоидальному току, является возможность его трансформирования: 1. управление соотношением времени протекания тока в положительной и отрицательной области (широотно-импульсная модуляция); 2. управление амплитудными значениями тока в положительной и отрицательной области (амплитудная модуляция). Чем меньше длительность положительного

---

<sup>2</sup> Действующее (среднеквадратичное) значение переменного тока  $I_{rms}$  равно величине такого постоянного тока, который за время, равное одному периоду переменного тока, произведёт такую же работу (тепловой или электродинамический эффект), что и рассматриваемый переменный ток.

полупериода, тем больше времени ток протекает в состоянии прямой полярности, больше коэффициент наплавки и меньше глубина проплавления. И наоборот, чем больше длительность положительного полупериода, тем меньше времени ток протекает в состоянии обратной полярности, меньше коэффициент наплавки и больше глубина проплавления. Изменение максимального и минимального значения переменного тока по времени можно представить как наложение на прямоугольную волну постоянной составляющей величиной  $i$ , которая может быть как положительной, так и отрицательной. Например, наложение постоянного тока величиной  $-250\text{A}$  уменьшает амплитудное значение переменного тока в положительной области до  $750\text{A}$  и увеличивает в отрицательной до  $-1250\text{A}$  (рис. 25-б), что в свою очередь ведёт к уменьшению глубины проплавления и увеличению коэффициента наплавки.

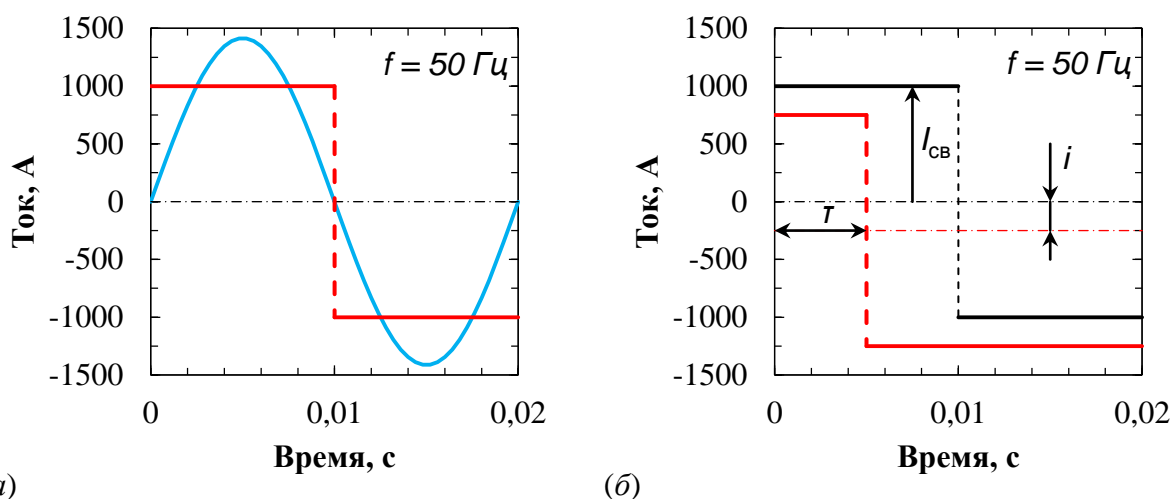


Рисунок 25 – Синусоидальный и симметричный прямоугольный сварочный ток при равных действующих значениях (а). Вариант несимметричного прямоугольного сварочного тока (б).

Ещё более мощным инструмент управления переменным током прямоугольной формы представляется при трансформации импульсов тока и по времени, и по амплитуде. Параметры можно комбинировать таким образом, чтобы максимально увеличить объем расплавляемого электродного металла или глубину проплавления. При этом действующее значение прямоугольного тока  $I_D$  определяется следующим уравнением:

$$I_D = \sqrt{\frac{(I_{св} + i)^2 \cdot \tau + (I_{св} - i)^2 \cdot (T - \tau)}{T}}, \quad (5)$$

где  $I_{св}$  – сварочный ток, А;  $i$  – ток смещения, А;  $\tau$  – время смены полярности в рамках одного периода, с;  $T$  – время одного периода, с. При трансформации прямоугольного тока только по времени действующее значение тока остаётся неизменным. Однако, изменение формы переменного тока в многодуговом тандеме неминуемо оказывает влияние на взаимодействие электрических дуг. Силы взаимодействия зависят от величины сварочного тока, диаметра и вылета электродной проволоки, наклона и расстояния между кончиками проволоки. При этом если ток течёт синфазно, то дуги притягиваются, противофазно – отталкиваются (рис. 26).

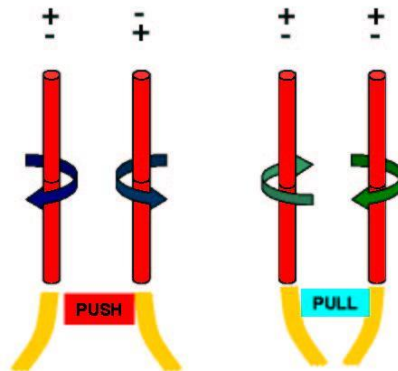


Рисунок 26 – Взаимодействия электрических дуг (синфазно и противофазно).

Взаимодействие электрических дуг может оказывать влияние на стабильность процесса сварки и на плавление электродной проволоки. Для синусоидального и сбалансированного прямоугольного тока расстановка фаз минимизирующая взаимодействие дуг известна и составляет 90 градусов или  $\pi/2$ . В таком случае переход одной волны через ноль совпадает с пиковым значением другой волны, что существенно снижает взаимное влияние сварочных дуг друг на друга. Однако для прямоугольного тока с изменённой формой процесс взаимодействия существенно усложняется. Смещение баланса влияет на временную составляющую взаимодействия электрических дуг. Так изменение длительности протекания тока (баланса) на 25% соответствует изменению длительности протекания тока на время равное четверти периода, что

сопоставимо со сдвигом фазы на угол  $\pi/2$ . Для стабилизации дуг необходимо отрегулировать фазовый угол таким образом, чтобы притягивающие и отталкивающие силы магнитного поля были минимальные и чередовались с равной длительностью. При смещении баланса на 25% оптимальным сдвигом фаз будет угол 180 градусов. Амплитудная модуляция не влияет на временную составляющую взаимодействия электрических дуг, однако влияет на силу тока и, следовательно, на силу взаимодействия. При смещении нулевой точки более чем на 150 ампер проявляются негативные эффекты магнитного взаимодействия электрических дуг: увеличивается время выхода на режим, снижается стабильность горения электрических дуг, процесс сварки сопровождается характерным треском.

Таким образом, импульсный ток (SW – square wave) позволяет использовать преимущества и постоянного (DCEP и DCEN – direct current electrode positive or negative) и переменного синусоидального тока (AC – alternating current). Возможности управления формой тока заложены в современных инверторных источниках питания по типу Power Wave AC/DC 1000 SD производства компании Линкольн Электрик (США). Однако на пути широкого использования возможностей оборудования имеются определенные трудности. Свойства дуги прямой полярности исследованы недостаточно, равно как и влияние формы тока на взаимодействие электрических дуг, формирование сварного шва и свойства сварного соединения. Отсутствуют чёткие рекомендации по выбору параметров процесса сварки. Поэтому исследование возможностей управления наплавкой и проплавлением, а вместе с тем и возможностью снижения погонной энергии сварки, за счёт управления формой переменного тока – является актуальной задачей.

## 4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ

### 4.1. Оборудование и материалы

Эксперименты по сварке проводили на лабораторном сварочном стенде в Центре исследовательских лабораторий Инженерно-технологического центра АО «Выксунский металлургический завод». В состав лабораторного сварочного стенда входит (рис. 27): стационарная колонна с многодуговой сварочной головкой производства компании Uhrhan & Schwill (Германия); девять инверторных источников питания Power Wave AC/DC 1000 SD производства компании Lincoln Electric (США); тележка; пульт с цифровой системой управления Z5.

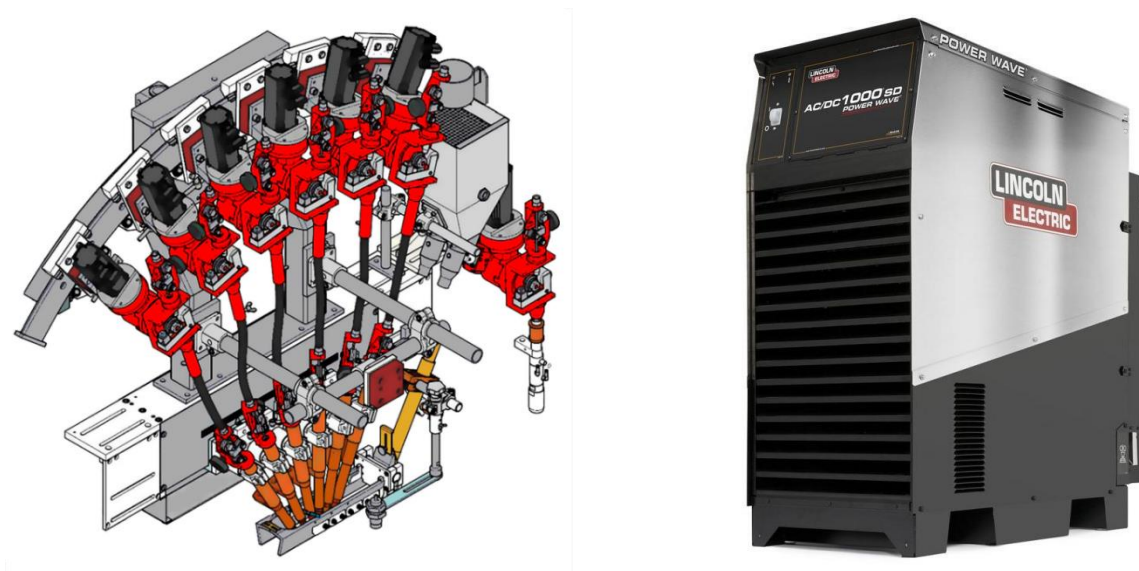


Рисунок 27 – Многодуговая сварочная головка (слева); инверторный источник питания (справа).

Многодуговая головка оснащена шестью последовательно установленными мундштуками для сварки под флюсом и одной отдельно стоящей горелкой для сварки в среде защитных газов. Установленные на многодуговой сварочной голове мотор-редукторы способны подавать сварочную проволоку с максимальной скоростью 530 см/мин. Для проволоки  $\varnothing 3$  мм максимальный ток, при котором проволока будет подаваться со скоростью  $\geq 530$  см/мин, не превышает 800 А для тока прямой полярности и 1000 А для тока обратной полярности.

Источники «Power Wave» могут работать в режиме жёсткой и падающей вольтамперной характеристики. Каждый сварочный источник способен выдавать ток любого рода и полярности (в т. ч. переменный ток прямоугольной формы) до 1000 А при напряжении 44 В в режиме продолжительного включения (ПВ = 100%). Первые шесть источников питания сгруппированы парами и подключены параллельно таким образом, что сварочный ток на первых трёх электродах в многодуговом тандеме может достигать 2000 А на каждом электроде. Главным достоинством источников «Power Wave» является высокая параметрическая гибкость. Так через цифровую систему управления Z5 возможно регулировать не только основные сварочные параметры (величина, род и полярность сварочного тока; напряжение; скорость сварки), но и управлять формой сварочного тока. Управление формой переменного сварочного тока осуществляется при помощи параметров «Баланс» и «Офсет». Баланс определяет в процентном соотношении длительность положительного полупериода волны. Офсет определяет амплитуду тока в положительный и отрицательный полупериоды за счёт смещения точки перехода через ноль в отрицательную или положительную область.

Для сварки с большими вылетами применяли специализированные токоподводящие мундштуки с керамическими наконечниками, у которых точка контакта электродной проволоки с металлическими токоподводящими элементами конструкции находится на расстоянии 85 мм от точки вылета, в отличие от стандартных мундштуков с металлическими наконечниками, где крайняя точка контакта соответствует точке вылета (рис. 28 ).



Рисунок 28 – Токоподводящий мундштук с керамическим наконечником для сварки под флюсом с большим вылетом.

Для обработки технологий сварки, анализа регистрируемых показателей сварки и оценки эффективности снижения тепловложений на повышение ударной вязкости в ЗТВ сварного соединения использовались пластины, отобранные в поперечном направлении от промышленного листового проката, предназначенного для производства труб  $\varnothing 1220 \times 20$  мм (таблица 5, 6).

Таблица 5 – Сводная информация по свариваемым пластинам.

Марка стали:	<i>06ХГ2НМДБ</i>
Класс прочности:	<i>К80</i>
Исходный материал:	<i>Листовой прокат</i>
Поставщик:	<i>МКС-5000</i>
Лист №:	<i>16018425-0/1</i>
Место выреза:	<i>лист</i>
Направление реза:	<i>поперечное</i>
Назначение листа:	<i>электросварная труба</i>
Сортамент:	<i><math>\varnothing 1220 \times 20</math> мм</i>
Размер пластин:	<i>1900 <math>\times</math> 220 <math>\times</math> 20 мм</i>
Параметры разделки:	<i>A = 9,5 мм; <math>\alpha_1 = 33^\circ</math>; B = 5,0 мм; <math>\alpha_2 = 42^\circ</math>;</i>

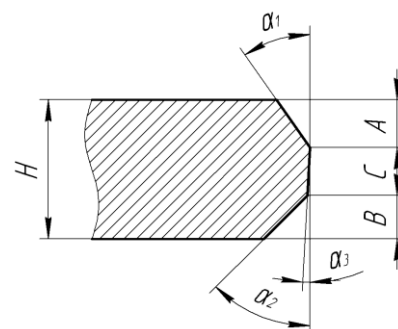


Таблица 6 – Химический состав свариваемых пластин, сталь 06ХГ2НМДБ.

<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Ni</i>	<i>Al</i>	<i>B</i>	<i>Cu</i>	<i>N</i>	<i>Nb</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>
0,071	0,23	1,99	0,009	0,002	0,28	0,32	0,42	0,03	0,0004	0,29	0,0067	0,047	0,017	0,0031

Подготовку торцов пластин под сварку осуществляли в соответствии с НТД на сортамент труб. Параметры эквивалентной для пластин разделки (учитывающей угол схождения кромок в трубе) приведены в таблице 5. Перед сваркой стыкуемые поверхности зачищали, стыковали с максимально допустимым зазором в 0,5 мм по всей длине и фиксировали прихватками с двух сторон.

Все используемые в работе сварочные материалы имеют сертификаты соответствия и прошли процедуру входного контроля качества. Используемая комбинация сварочных материалов подобрана исходя из требований по твёрдости, порочности и пластичности сварного соединения для труб из стали класса прочности К80.

## 4.2. Технология сварки контрольных сварных соединений

Сварку КСС, по аналогии с «классической» технологией сварки труб, осуществляли в три этапа: 1. сварка сборочного шва; 2. сварка «внутреннего» шва; 3. сварка «наружного» шва. Температура пластин между проходами составляла  $25 \pm 5$  °С; условия охлаждения – конвективные в спокойной воздушной среде при температуре  $25 \pm 5$  °С.



Технологию сварки, ориентацию пластин и направление сварки между проходами, в рамках одной группы испытаний, не изменяли. Сварку сборочных швов осуществляли в среде защитного газа  $\text{CO}_2$  постоянным током обратной полярности в режиме жёсткой вольтамперной характеристики. Сварку «внутреннего» и «наружного» швов осуществляли как по стандартной технологии, так и с применением экспериментальных технологий сварки: проволоками малого диаметра; с изменённой формой переменного сварочного тока; с применением специализированных мундштуков с большими вылетами. Экспериментальные режимы разрабатывали на основе номинальных режимов (таблица 7), с учётом представлении изложенных в теоретической части работы. Очевидно, что эффективность того или иного способа сварки зависит от общего количества электродов в многодуговом тандеме и количества электродов, к которым применена та или иная технология. Наиболее значимые результаты и режимы сварки будут представлены в экспериментальной части работы.

Таблица 7 – Установочные параметры и номинальные режимы сварки пластин К80 (Ø1220×20,0 мм).

<b>Сборочный шов</b>												
Сварочная проволока			Характеристика сварочного тока						Конфигурация сварочной головки			Скорость сварки
Эл	Ø, мм	Марка	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	∠, °	Δl, мм	ΔL, мм	V <sub>св</sub> , см/мин
1	4,0	Св-08Г2С	DC+	960	21,5	-	-	-	-5	25	-	360

Защитный газ: углекислота (CO<sub>2</sub>). Расход защитного газа: 65 л/мин.

<b>Внутренний шов</b>												
Сварочная проволока			Характеристика сварочного тока						Конфигурация сварочной головки			Скорость сварки
Эл	Ø, мм	Марка	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	∠, °	Δl, мм	ΔL, мм	V <sub>св</sub> , см/мин
1	4,0	OK Autrod 13.43	DC+	950	31	0	0	0	-15	31		183
2	4,0	Св-08ГНМ	AC	750	33	0	50	90	0	33	10	
3	4,0	Св-08ГНМ	AC	700	36	0	50	180	15	35	11	
4	4,0	Св-08ГНМ	AC	680	38	0	50	270	27	39	13	

Флюс: ESAB OK Flux 10.74. Погонная энергия сварки: 34 кДж/см.

<b>Наружный шов</b>												
Сварочная проволока			Характеристика сварочного тока						Конфигурация сварочной головки			Скорость сварки
Эл	Ø, мм	Марка	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	∠, °	Δl, мм	ΔL, мм	V <sub>св</sub> , см/мин
1	4,0	OK Autrod 13.43	DC+	1200	32	0	50	0	-15	33		190
2	4,0	OK Autrod 13.43	AC	850	34	0	50	90	0	35	10	
3	4,0	Св-08ГНМ	AC	750	36	0	50	180	15	37	11	
4	4,0	Св-08ГНМ	AC	700	39	0	50	270	27	39	13	
5	4,0	Св-08ГНМ	AC	670	41	0	50	0	33	41	14	

Флюс: ESAB OK Flux 10.74. Погонная энергия сварки: 47,2 кДж/см.

### 4.3. Методика обработки результатов

При описании новых экспериментальных технологий сварки нельзя не затронуть вопросы о надёжности и стабильности процесса сварки, влияния технологических изменений на механические свойства сварного соединения. В качестве характеристик процесса сварки рассматривали – скорость плавления сварочной проволоки, стабильность сварочного процесса, форму сварного соединения (швов и ЗТВ). Стабильность процесса сварки и устойчивости горения электрических дуг оценивали по регистрируемым осциллограммам. О характере изменения формы проплавления основного металла судили по поперечным макрошлифам сварного соединения. Эффективность плавления проволоки оценивали по средним значениям регистрируемой скорости подачи сварочной проволоки в пересчёте на массу наплавляемого металла в единицу времени.

В соответствии с целью работы сформирован перечень испытаний КСС, который позволяет в полной мере оценить влияние технологии сварки на вязкостные и прочностные свойства сварного соединения. Схема раскроя и комплекс оцениваемых свойств представлены на рисунке 29, 30 и в таблице 8. Стартовые и завершающие сварку участки в рассмотрении не участвуют.

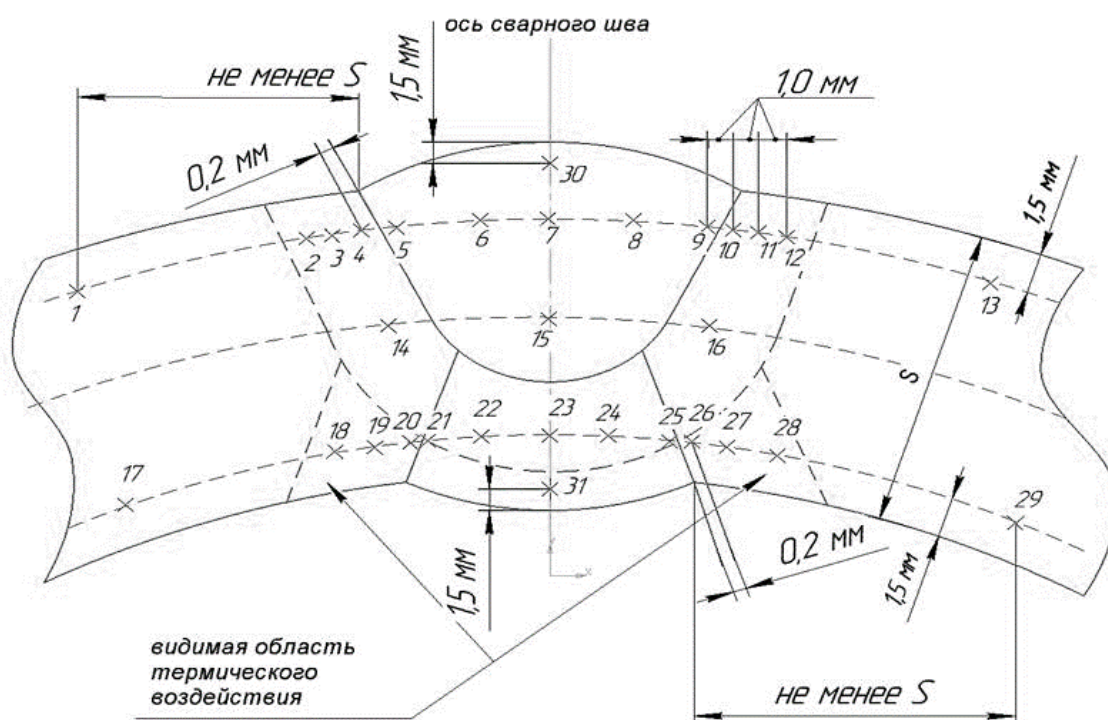


Рисунок 29 – Схема замера твёрдости.

Таблица 8 – Виды механических испытаний.

Наименование пробы	Количество образцов		№ пробы и маркировка образцов	
Проба для изготовления плоских поперечных образцов (тип XXVIII) и испытания сварного соединения на статический изгиб по ГОСТ 6996 (внутренний и наружный шов). Диаметр оправки – 40 мм, угол загиба – 180°.	1(ВШ)+1(НШ)		GN1, GN2	
Проба для изготовления плоских образцов со снятым усилением шва и испытания сварного соединения на боковой загиб по ГОСТ 6996 (приложение 3, ИСО 5177-81). Диаметр оправки – 50 мм, угол загиба – 180°.	1		PN	
Проба для изготовления макрошлифа и замера твёрдости сварного соединения.	3		SN1, SN2	
Проба для изготовления плоских поперечных образцов (тип XII со снятым усилением) и испытания сварного соединения на статическое растяжение по ГОСТ 6996.	1		TN	
Пробы для изготовления образцов и испытания сварного соединения на ударный изгиб по методике стандарта DNV-OS-F101:	-20 °C	-40 °C		
	- KCV LC <sub>50/50</sub> («внутренний» шов)	5	5	XN3
	- KCV LC <sub>50/50</sub> («наружный» шов)	5	5	XN4
- KCV LC <sub>50/50</sub> («корень» сварного соединения)	3	3	XN5	
Пробы для изготовления образцов и испытания сварного соединения на ударный изгиб по ГОСТ 6996.	-20 °C	-40 °C		
	- KCV IX Ш («внутренний» шов)	3	3	XN1
	- KCV IX Ш («наружный» шов)	3	3	XN2
	- KCV IX ЗС («внутренний» шов)	3	3	факультатив
- KCV IX ЗС («наружный» шов)	3	3	факультатив	

Символ «N» в маркировке образцов соответствует номеру пластины.

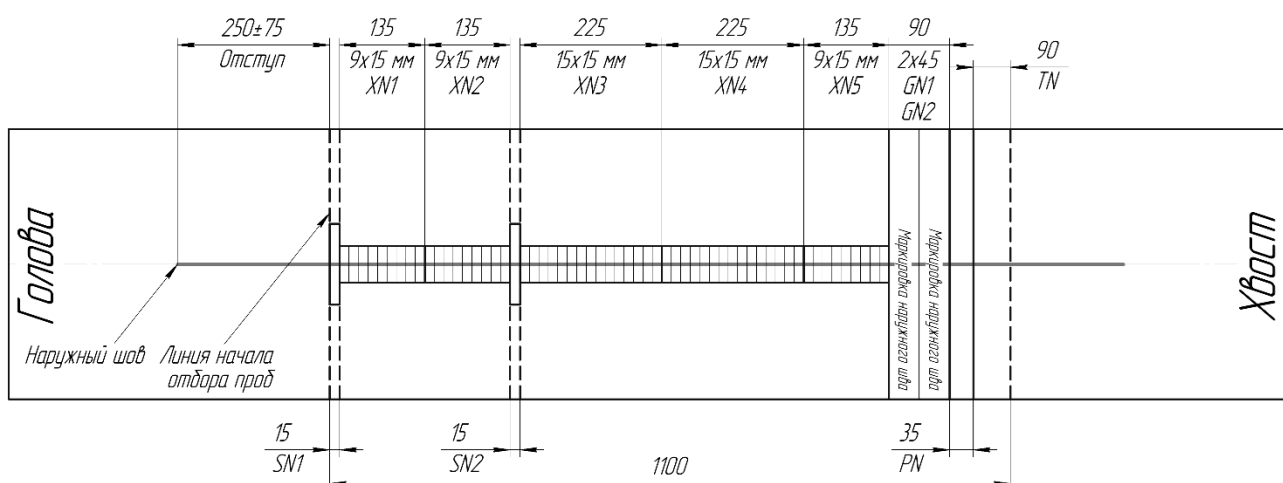


Рисунок 30 – Типичная схема раскроя пластин с маркировкой испытаний.

#### 4.4. Требования к сварному соединению

Сварные соединения должны иметь плавный переход от металла шва к основному металлу, без непроваров и несплавлений, трещин, свищей, наплывов и резких сужений, пор, прожогов, а также выплесков расплавленного металла и других дефектов формирования шва.

Геометрические размеры сварного соединения:

- Высота усиления: 0,5 – 3,0 мм;
- Ширина усиления: не более 40 мм для внутреннего и наружного шва;
- Смещение осей внутреннего и наружного швов: не более 2,0 мм;
- Перекрывание внутреннего и наружного швов: 1,5 – 4,0 мм.

Временное сопротивление сварного соединения, определенное при растяжении плоских поперечных образцов со снятым усилением, должно быть не ниже нормативного минимального значения временного сопротивления для поперечных образцов основного металла (таблица 9). Данный пункт требований имеет ограничения, поскольку пластины для испытаний отбирались от листового проката в поперечном направлении. Результат разрушения сварного соединения по основному металлу с временным сопротивлением от 755 до 790 МПа (по нижней границе требований) необходимо считать нерепрезентативным, поскольку прочность металла шва может быть больше фактического, но меньше нормативного.

Таблица 9 – Механические свойства основного металла.

Класс прочности	Предел текучести $\sigma_t$ , МПа		Временное сопротивление разрыву $\sigma_b$ , МПа	
	Продольное	Поперечное	Продольное	Поперечное
<b>K80</b>	630-840	690-840	755-990	790-990

Ударная вязкость металла сварного соединения, определенная на образцах Шарпи (с V-образным надрезом) по ГОСТ 6996 (в предыдущих редакциях DNV-OS-F101), должна быть не ниже 80 Дж/см<sup>2</sup> при температуре испытания -20 °С. Величина ударной вязкости определяется как среднее арифметическое значение

по результатам испытаний трёх образцов. На одном образце допускается снижение ударной вязкости на  $10 \text{ Дж/см}^2$  относительно нормированного значения.

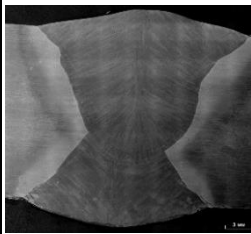
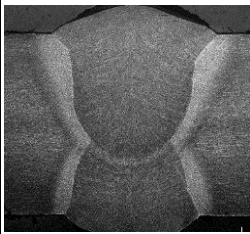
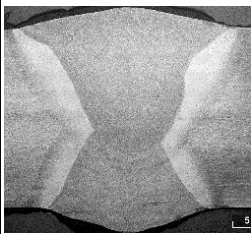
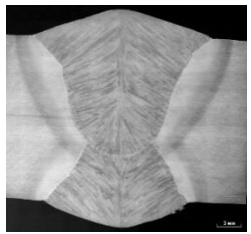
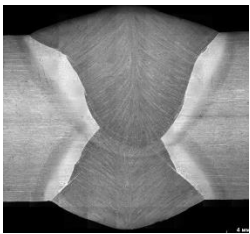
Сварное соединение должно выдержать испытание на статический изгиб по ГОСТ Р ИСО 3183 со следующими условиями испытаний: диаметр оправки 40 мм; угол загиба –  $180^\circ$ . Браковочным признаками являются разрушение образца, надрывы и трещины в основном металла, в зоне термического влияния, на линии сплавления, в металле шва длиной более 3,0 мм или глубиной более 12,5 % от номинальной толщины образца.

Твёрдость по Виккерсу ЗТВ и металла шва должна быть не более 330 HV10.

#### **4.5. Варианты сварки контрольных сварных соединений**

В рамках работы сварено четырнадцать пар пластин, две из которых сварены по стандартной технологии, а оставшиеся двенадцать – по экспериментальным. Для анализа влияния отдельной технологии рассмотрим пять наиболее значимых вариантов сварки контрольных сварных соединений (таблица 10). Все сваренные пластины, в том числе по экспериментальным технологиям, имеют однородные сварные швы с плавным переходом к основному металлу. В ходе визуального и ультразвукового контроля КСС поверхностных и внутренних дефектов не выявлено. Смещение осей и перекрытие швов находятся в допустимых пределах и соответствуют предъявляемым требованиям. Высота усиления незначительно превышает нормативное значение, данный факт был учтён при разработке режимов сварки для промышленных экспериментов.

Таблица 10 – Перечень технологий сварки.

Вариант 1 (КСС 1)		Вариант 2 (КСС 2)		Вариант 3 (КСС 3)		Вариант 4 (КСС 4)		Вариант 5 (КСС 5)	
Стандартная технология сварки		Экспериментальные технологии сварки						Комбинация технологий	
		Power Wave (баланс 25%)		Small Diameter Wire		Long Electrode Stick Out (вылет)		ВШ – Вариант 3 НШ – Вариант 4	
									
НШ	ВШ	НШ	ВШ	НШ	ВШ	НШ	ВШ	НШ	ВШ
Ширина: 23,8 мм	Ширина: 20,8 мм	Ширина: 18,9 мм	Ширина: 15,4 мм	Ширина: 24,0 мм	Ширина: 18,3 мм	Ширина: 22,1 мм	Ширина: 17,8 мм	Ширина: 22,8 мм	Ширина: 18,4 мм
Высота: 2,4 мм	Высота: 2,7 мм	Высота: 3,3 мм	Высота: 2,9 мм	Высота: 2,4 мм	Высота: 2,6 мм	Высота: 3,3 мм	Высота: 3,1 мм	Высота: 3,3 мм	Высота: 3,3 мм
Смещение: 1,8 мм		Смещение: 0 мм		Смещение: 0,4 мм		Смещение: 0 мм		Смещение: 0,4 мм	
Перекрытие: 3,5		Перекрытие: 3,3		Перекрытие: 3,5		Перекрытие: 3,0		Перекрытие: 3,0	
мм		мм		мм		мм		мм	

В таблицах 11 и 12 приведены скорректированные для каждой технологии режимы сварки, тепловложения и средние значения скорости подачи (плавления) электродной проволоки без учёта стартовых и завершающих сварку участков. Полученные результаты подтверждают, что управлять скоростью плавления электродной проволоки ( $w$ ) можно не только за счёт силы сварочного тока, но и за счёт его формы, вылета и диаметра электродной проволоки. Дополнительный объем электродного металла, при сварке по экспериментальным режимам, позволил одновременно увеличить скорость сварки, заполнить разделку, а в некоторых случаях дополнительно снизить сварочный ток. Глубина проплавления и перекрытие швов при этом были достигнуты за счёт увеличения тока на первом электроде, за исключением варианта 3 (внутренний шов), где переход на повышенную скорость компенсируется большей плотностью тока на первом электроде  $\varnothing 3$  мм.

Таблица 11 – Параметры четырёх-дуговой сварки («внутренний» шов).

<b>Описание:</b> номинальный режим (переменный ток – прямоугольные импульсы)													
Вариант 1В	Эл.	Ø, мм	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	$v_{св}$ , см/мин	$Q_1$ , кДж/см	w, см/мин	M, г/мин	
	1	4,0	DC+	900	31	-	-	-	183	34,0 (100%)	209	194	739
	2	4,0	SW	750	33	0	50	90			225	208	
	3	4,0	SW	700	36	0	50	180			191	177	
	4	4,0	SW	680	38	0	50	270			172	160	

<b>Описание:</b> изменённая форма тока													
Вариант 2В	Эл.	Ø, мм	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	$v_{св}$ , см/мин	$Q_1$ , кДж/см	w, см/мин	M, г/мин	
	1	4,0	DC+	1035	31	-	-	-	210	30,9 (91%)	275	255	895
	2	4,0	SW	750	33	0	25	90			257	238	
	3	4,0	SW	700	36	0	25	270			212	196	
	4	4,0	SW	680	38	0	25	0			223	206	

<b>Описание:</b> сварка проволоками Ø3 мм													
Вариант 3В	Эл.	Ø, мм	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	$v_{св}$ , см/мин	$Q_1$ , кДж/см	w, см/мин	M, г/мин	
	1	3,0	DC+	890	31	-	-	-	210	29,9 (88%)	472	246	862
	2	3,0	SW	750	33	0	50	90			439	229	
	3	3,0	SW	700	37	0	50	180			382	199	
	4	3,0	SW	680	39	0	50	270			361	188	

<b>Описание:</b> сварка с большими вылетами (3-й и 4-й электроды)													
Вариант 4В	Эл.	Ø, мм	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	$v_{св}$ , см/мин	$Q_1$ , кДж/см	w, см/мин	M, г/мин	
	1	4,0	DC+	1035	31	-	-	-	210	29,8 (88%)	255	236	871
	2	4,0	SW	750	33	0	50	90			216	200	
	3	4,0	SW	650	36	0	50	180			241	223	
	4	4,0	SW	630	38	0	50	270			229	212	

<b>Описание:</b> сварка проволоками Ø3 мм													
Вариант 5В	Эл.	Ø, мм	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	$v_{св}$ , см/мин	$Q_1$ , кДж/см	w, см/мин	M, г/мин	
	1	3,0	DC+	900	31	-	-	-	210	29,6 (87%)	501	261	891
	2	3,0	SW	750	33	0	50	90			431	224	
	3	3,0	SW	700	36	0	50	180			408	212	
	4	3,0	SW	675	38	0	50	270			372	194	

Ø – диаметр электродной проволоки [мм]

=/~ – род и полярность тока

DC+ – постоянный ток обратной полярности

SW – переменный ток прямоугольной формы

I – сварочный ток [А]

U – сварочное напряжение [В]

Фаза – сдвиг фазы тока, [градус]

$v_{св}$  – скорость сварки [см/мин]

$Q_1$  – погонная энергия сварки [кДж/см]

w – скорость подачи проволоки [см/мин]

M – скорость плавления электродной проволоки [г/мин]

Таблица 12 – Параметры пяти-дуговой сварки («наружный» шов).

<b>Описание:</b> номинальный режим (переменный ток – прямоугольные импульсы)																	
Вариант 1Н	Эл.	Ø, мм	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	v <sub>св</sub> , см/мин	Q <sub>1</sub> , кДж/см	w, см/мин	t, г/мин					
	1	4,0	DC+	1200	32	-	-	-					190	47,2 (100%)	326	302	1100
	2	4,0	SW	850	34	0	50	90							265	245	
	3	4,0	SW	750	36	0	50	180							219	202	
	4	4,0	SW	700	39	0	50	270							191	177	
	5	4,0	SW	670	41	0	50	0							188	174	

<b>Описание:</b> изменённая форма тока																	
Вариант 2Н	Эл.	Ø, мм	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	v <sub>св</sub> , см/мин	Q <sub>1</sub> , кДж/см	w, см/мин	t, г/мин					
	1	4,0	DC+	1300	32	-	-	-					215	42,8 (91%)	377	349	1242
	2	4,0	SW	850	34	0	50	90							275	255	
	3	4,0	SW	750	36	0	25	180							258	239	
	4	4,0	SW	700	39	0	25	270							216	200	
	5	4,0	SW	670	42	0	25	0							216	200	

<b>Описание:</b> сварка проволоками Ø3 мм																	
Вариант 3Н	Эл.	Ø, мм	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	v <sub>св</sub> , см/мин	Q <sub>1</sub> , кДж/см	w, см/мин	t, г/мин					
	1	4,0	DC+	1300	32	-	-	-					215	42,2 (89%)	365	337	1210
	2	3,0	SW	800	34	0	50	90							483	251	
	3	3,0	SW	750	36	0	50	180							431	224	
	4	3,0	SW	700	39	0	50	270							382	199	
	5	3,0	SW	670	42	0	50	0							379	197	

<b>Описание:</b> сварка с большими вылетами (3-й, 4-й и 5-й электроды)																	
Вариант 4Н	Эл.	Ø, мм	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	v <sub>св</sub> , см/мин	Q <sub>1</sub> , кДж/см	w, см/мин	t, г/мин					
	1	4,0	DC+	1300	32	-	-	-					215	41,0 (87%)	389	360	1383
	2	4,0	SW	850	34	0	50	90							265	245	
	3	4,0	SW	700	36	0	50	180							295	273	
	4	4,0	SW	650	39	0	50	270							266	246	
	5	4,0	SW	625	41	0	50	0							279	258	

<b>Описание:</b> сварка с большими вылетами (3-й, 4-й и 5-й электроды)																	
Вариант 5Н	Эл.	Ø, мм	=/~	I, А	U, В	Офсет	Баланс	Фаза, °	v <sub>св</sub> , см/мин	Q <sub>1</sub> , кДж/см	w, см/мин	t, г/мин					
	1	4,0	DC+	1300	32	-	-	-					217	40,5 (86%)	385	356	1329
	2	4,0	SW	850	34	0	50	90							256	237	
	3	4,0	SW	700	36	0	50	180							300	278	
	4	4,0	SW	650	39	0	50	270							257	238	
	5	4,0	SW	620	41	0	50	0							238	220	

Площадь поперечного сечения сварного соединения №1 имеет наибольшую величину, при этом первый вариант сварки характеризуется наименьшим суммарным объёмом расплавляемого электродного металла в единицу времени. Это является следствием большей погонной энергии сварки по сравнению с экспериментальными вариантами сварки и, как уже отмечалось ранее, свидетельствует о том, что на нагрев и плавление основного металла по

стандартной технологии расходуется больше тепловой энергии, чем на плавление электродной проволоки. Полученные по экспериментальным технологиям сварные швы имеют меньшую площадь поперечного сечения (преимущественно за счёт ширины) и сильно отличаются по форме проплавления. Форма сварного соединения оказывает немаловажное влияние на свойства. Наименее благоприятная геометрия швов у сварного соединения №2, выполненного по технологии с изменённой формой тока, наиболее удачная – у сварного соединения №3, выполненного с применением проволоки  $\varnothing 3$  мм. Стоит отметить, что при сварке проволоками малого диаметра (больших плотностях тока) ширина шва и валика может уменьшаться вследствие погружения электродной проволоки в жидкую ванну. Для того чтобы придать шву необходимую форму с увеличением плотности тока требуется некоторое повышение напряжения дуги, а для повышения стабильности сварки требуется осуществить настройку параметра зажигания дуги – задать повышенную скорость подачи проволоки на стартовом этапе.

Наибольшей эффективностью по наплавке и, соответственно, потенциалом по снижению тепловложений обладает технология сварки с большими вылетами. Мундштук с большим вылетом в среднем обеспечивает на  $40 \pm 5\%$  выше скорость плавления электродной проволоки по сравнению со скоростью плавления при стандартном вылете и сопоставимых значениях тока. Замена электродной проволоки  $\varnothing 4$  мм на  $\varnothing 3$  мм и технология сварки с изменённой формой переменного тока обеспечивают сопоставимую эффективность – в среднем на  $20 \pm 5\%$  выше по сравнению со скоростью плавления проволок при сварке по стандартной технологии.

Для многодуговой сварки, как уже отмечалось ранее, эффективность той или иной технологии определяется отношением количества электродов с изменённой технологией к общему количеству электродов. Ввиду этого результаты по снижению тепловложений для технологии с большими вылетами (вариант 4), где для сварки внутреннего и наружного швов применялись два и три мундштука соответственно, равнозначны результатам сварки с изменённой

формой тока (вариант 2) и проволоками малого диаметра (вариант 3), где технологии применялись к большему количеству электродов. Максимально достигнутый эффект по снижению тепловложений: 12% для внутреннего шва и 13% для наружного шва относительно номинальных значений. Однако, потенциал технологии многодуговой сварки с большими вылетами раскрыт не полностью, в лучшем случае на 70%.

Представленные технологии позволяют сформировать полноценное сварное соединение, однако характеризуются различной эффективностью и применимостью. Применительно к сварке труб рассмотренные технологии имеют следующие ограничения: мундштуки с большими вылетами не подходят для использования на внутренних станах и, соответственно, не предназначены для сварки внутреннего шва; электродная проволока  $\varnothing 3$  мм имеет ограничения по максимальному току и скорости подачи, а вместе с тем ограничения по толщине свариваемого металла; для трансформации формы сварочного тока требуются инверторные источники питания и соответствующее программное обеспечение. В этой связи оптимальным вариантом для сварки продольных швов труб представляется сочетание технологии сварки проволоками малого диаметра для внутреннего шва и технологии сварки с большими вылетами для наружного шва (вариант 5).

#### **4.6. Механические свойства контрольных сварных соединений**

Анализ прочностных и пластических свойств сварных соединений позволяет сделать однозначный вывод о том, что экспериментальные технологии сварки как минимум не ухудшили механические характеристики сварных соединений (таблица 13). Результаты испытания КСС на наружный, внутренний и боковой загиб свидетельствуют, что все образцы выдержали загиб на 180 градусов без трещин и дефектов. Результаты испытаний на растяжение свидетельствуют, что прочность металла шва выше, чем прочность основного металла, однако определенные абсолютные величины являются не репрезентативными для сравнения с требованиями, поскольку: 1. направление сварки пластин не соответствует направлению прокатки листа и сварки труб;

2. металл и сварное соединение трубы в процессе производства подвергается гибке и экспандированию.

Таблица 13 – Результаты испытаний КСС на растяжение и загиб по ГОСТ 6996.

КСС	Статический изгиб (180°)			Статическое растяжение (поперечное) Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа и место разрыва
	Растянутая зона			
	Боковой	ВШ	НШ	
1	Уд.	Уд.	Уд.	720 (основной металл)
2	Уд.	Уд.	Уд.	720 (основной металл)
3	Уд.	Уд.	Уд.	720 (основной металл)
4	Уд.	Уд.	Уд.	720 (основной металл)
5	Уд.	Уд.	Уд.	720 (основной металл)

В сварном шве наплавленный металл имеет столбчатое крупнозернистое строение, прочность которого несколько ниже, чем основного металла. Компенсация прочностных характеристик металла шва достигается преимущественно легированием и при «правильном» выборе сварочных материалов (и режимов сварки) прочность металла шва может быть практически равной прочности основного металла. В таком случае наименее прочным местом сварного соединения становится зона термического влияния. Протяжённость ЗТВ и величина разупрочнения зависят от погонной энергии сварки, исходной микроструктуры и её восприимчивости к тепловому воздействию.

Известно, что прочность металла (предел текучести и предел временного сопротивления разрыву) находится в корреляционной связи с твёрдостью металла. На рисунке 31 и в таблице 14 представлены данные по твёрдости КСС. По результатам испытаний, в частности величине разброса твёрдости основного металла (точки 1, 13, 17, 29), можно сделать вывод о том, что твёрдость металла шва, ЗТВ и основного металла не претерпевает значимых изменений в зависимости от технологии сварки и тепловложений. Разброс значений твёрдости КСС укладывается в статистический интервал погрешности измерения и не превышает нормативных требований.

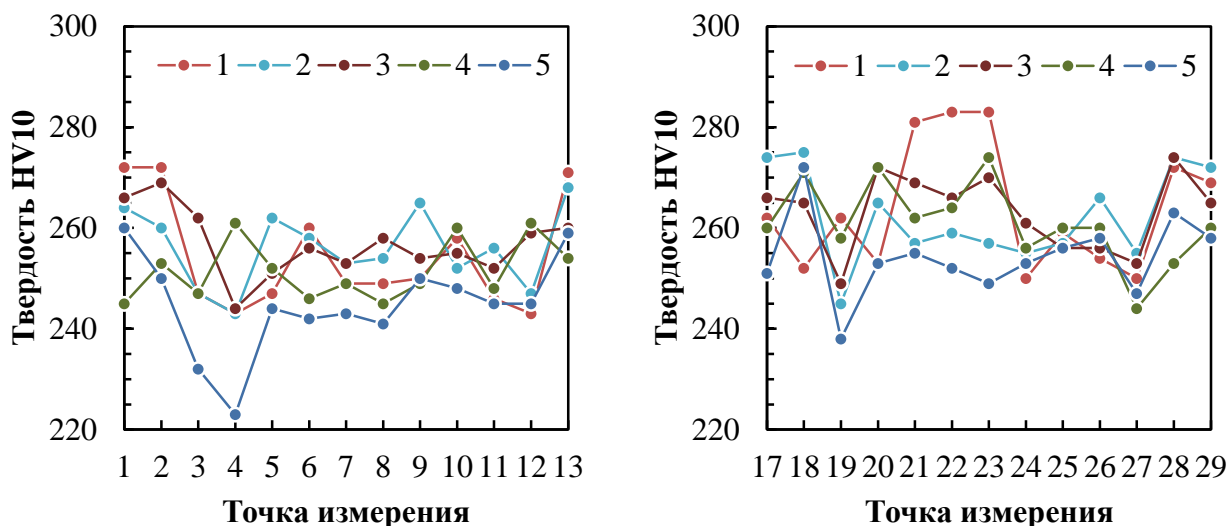


Рисунок 31 – Визуализация твёрдости контрольных сварных соединений: слева – наружный шов; справа – внутренний шов.

Таблица 14 – Твёрдость контрольных сварных соединений.

КСС	ОМ	ЗТВ				Наружный шов					ЗТВ			ОМ
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	
1	272	272	247	243	247	260	249	249	250	258	246	243	271	
2	264	260	247	243	262	258	253	254	265	252	256	247	268	
3	266	269	262	244	251	256	253	258	254	255	252	259	260	
4	245	253	247	261	252	246	249	245	249	260	248	261	254	
5	260	250	232	223	244	242	243	241	250	248	245	245	259	

КСС	ОМ	ЗТВ				Внутренний шов					ЗТВ			ОМ
	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	
1	262	252	262	253	281	283	283	250	259	254	250	272	269	
2	274	275	245	265	257	259	257	255	257	266	255	274	272	
3	266	265	249	272	269	266	270	261	256	256	253	274	265	
4	260	271	258	272	262	264	274	256	260	260	244	253	260	
5	251	272	238	253	255	252	249	253	256	258	247	263	258	

 - максимальное значение для каждой технологии

Наибольшее влияние технологии сварки на механические свойства просматривается на результатах испытания КСС на ударный изгиб. В большинстве случаев при испытаниях КСС по линии сплавления (рис. 32) можно отметить рост и увеличенный разброс значений ударной вязкости относительно номинального случая, что подтверждает факт влияния технологии сварки на свойства металла ЗТВ. Однако влияние той или иной технологии на внутренний и наружный шов имеет отличия. Максимальный рост значений ударной вязкости у внутреннего шва существенно больше, чем у наружного. Для установления что

именно влияет на ударную вязкость внутреннего шва: непосредственно факт сварки внутреннего шва с меньшими тепловложениями или опосредованно факт сварки наружно шва с меньшими тепловложениями; требуется проведение дополнительных исследований.

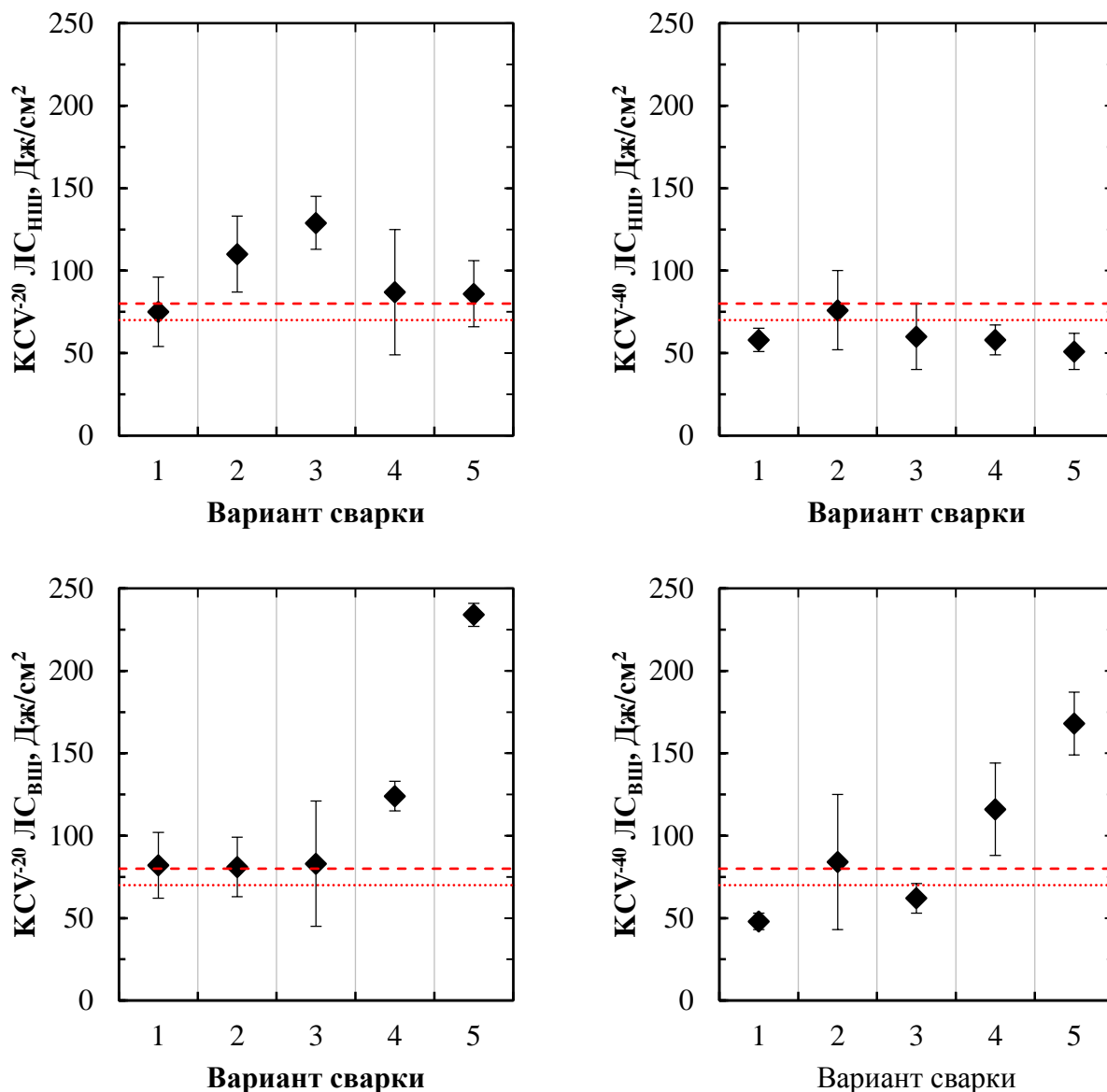


Рисунок 32 – Ударная вязкость контрольных сварных соединений при испытаниях по линии сплавления 50/50. ВШ – внутренний шов; НШ – наружный шов.

Очевидно, что на величину ударной вязкости при испытаниях КСС по линии сплавления может оказывать влияние не только тепловложения, но и форма сварного соединения, свойства и химический состав металла шва. Однако, форма КСС №5 имеет типичный в сравнении с КСС №1 вид, что позволяет сделать вывод о том, что причиной повышения свойств послужил другой фактор. Результаты испытаний КСС по центру шва (рис. 33) подтверждают

теоретическое предположение о том, что снижение погонной энергии сварки может отрицательно влиять на продолжительность металлургических процессов в жидкой ванне и, соответственно, свойства металла шва. Примечательно, что аналогичное поведение ударной вязкости просматривается на большой группе образцов, испытанных при различных температурах, как у внутренних, так и у наружных швов. Однако, снижение вязкостных свойств не критично и в ряде случаев характеризуется только повышенным разбросом значений. Существующий запас по ударной вязкости металла шва позволяет сфокусироваться на свойствах КСС по линии сплавления и технологии сварки, обеспечивающей максимальное снижение тепловложений.

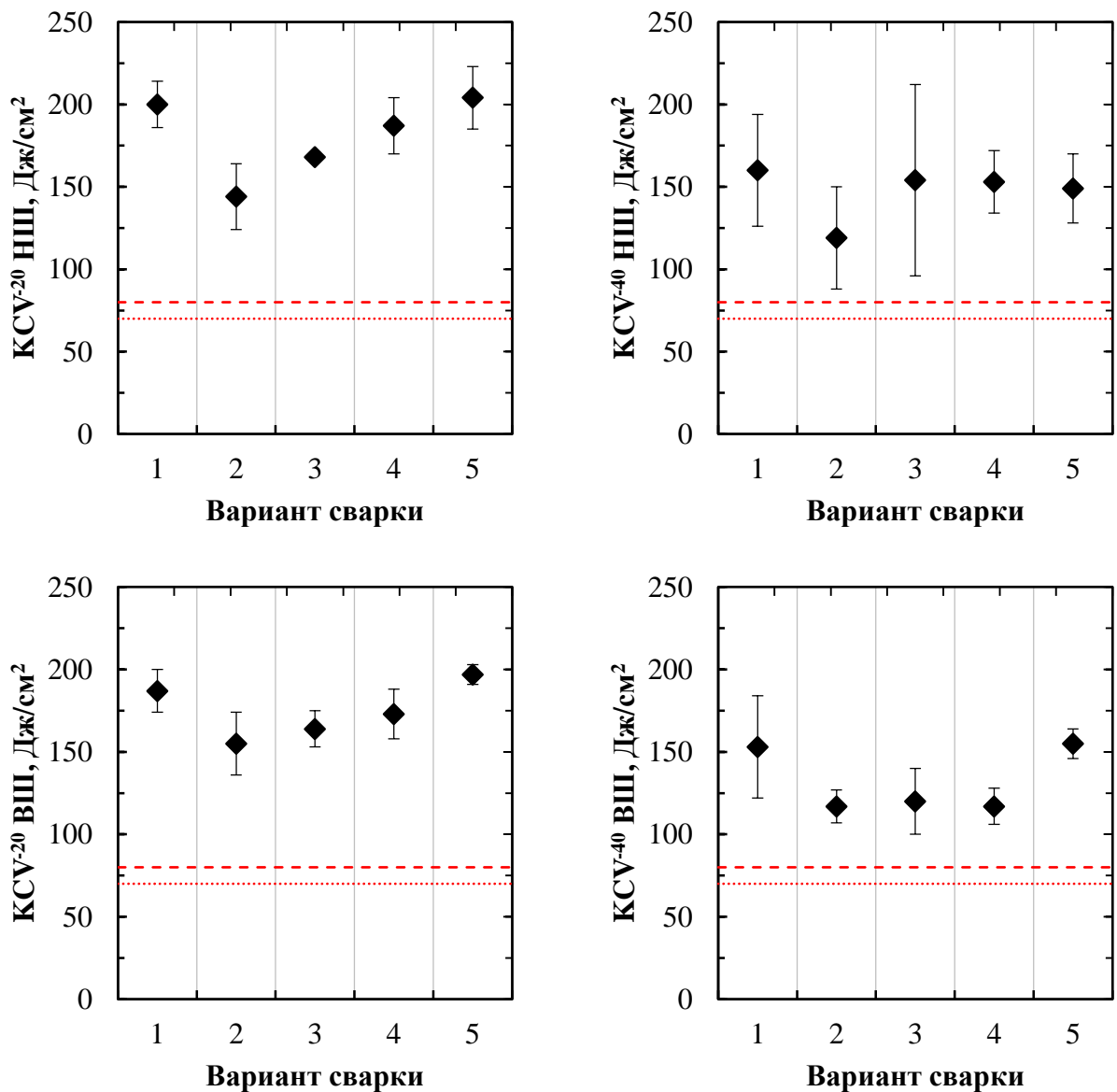


Рисунок 33 – Ударная вязкость контрольных сварных соединений при испытаниях по центру швов.

#### 4.7. Химический и микроструктурный анализ сварных соединений

По химическому составу КСС (таблица 15) не прослеживаются какие-либо существенные отличия, за исключением содержания марганца. КСС №1 (номинальный вариант сварки) характеризуется чуть большим содержанием марганца. Это может быть обусловлено большей долей участия основного металла в металле шва и/или временем протекания металлургических процессов в жидкой ванне. Однако, относительно марганца не прослеживается корреляция с ударной вязкостью металла шва.

Таблица 15 – Химический состав контрольных сварных соединений.

Наружный шов															
КСС	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Ni</i>	<i>Al</i>	<i>B</i>	<i>Cu</i>	<i>N</i>	<i>Nb</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>
1	0,067	0,34	1,77	0,010	0,005	0,31	0,42	0,75	0,02	0,0006	0,22	0,0084	0,025	0,010	0,0054
2	0,072	0,33	1,68	0,010	0,004	0,31	0,47	0,82	0,02	0,0003	0,21	0,0084	0,023	0,010	0,0046
3	0,072	0,35	1,75	0,011	0,004	0,32	0,46	0,79	0,02	0,0003	0,22	0,0093	0,024	0,009	0,0053
4	0,073	0,31	1,66	0,010	0,004	0,31	0,48	0,79	0,02	0,0004	0,21	0,0078	0,023	0,009	0,0044
5	0,072	0,32	1,67	0,010	0,004	0,31	0,47	0,78	0,02	0,0004	0,21	0,0077	0,023	0,010	0,0045

Внутренний шов															
КСС	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Ni</i>	<i>Al</i>	<i>B</i>	<i>Cu</i>	<i>N</i>	<i>Nb</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>
1	0,065	0,38	1,82	0,011	0,004	0,27	0,45	0,61	0,02	0,0007	0,23	0,0087	0,026	0,012	0,0061
2	0,068	0,32	1,66	0,009	0,003	0,28	0,48	0,67	0,02	0,0003	0,23	0,0067	0,025	0,011	0,0041
3	0,064	0,35	1,73	0,010	0,004	0,28	0,49	0,67	0,02	0,0004	0,24	0,0087	0,026	0,010	0,0052
4	0,071	0,33	1,69	0,009	0,003	0,28	0,49	0,66	0,02	0,0004	0,23	0,0088	0,027	0,010	0,0047
5	0,064	0,34	1,71	0,009	0,004	0,27	0,49	0,66	0,02	0,0004	0,24	0,0085	0,027	0,010	0,0050

Микроструктурный анализ КСС 1 и 5 показал, что в металле сварного шва и ОШЗ исследуемых образцов сформировалась подобная структура. Металл шва состоит из дисперсного бейнита игольчатой морфологии и небольшого количества феррита (рис. 34-а, -б). На участке сплавления сварного шва с основным металлом наблюдается структура верхнего бейнита (рис. 34-в, -г). МА участки присутствуют по всей площади исследуемых шлифов в том числе в металле сварного шва и в ОШЗ. В корневой зоне скопления МА составляющей выделяются преимущественно по границам бывших аустенитных зёрен (рис. 35-а, -б). По мере удаления от участка пересечения швов к поверхности количество МА участков заметно сокращается, они становятся более дисперсными и располагаются в основном внутри зерна. Размер зёрен в металле ОШЗ,

непосредственно примыкающей к границе сплавления наружных и внутренних швов, в основном, составляет 75-135 мкм, что соответствует 5-3 номеру (по ГОСТ 5639). Зафиксированы также единичные более крупные зерна  $\geq 1$  номера (размером до 280 мкм), выявляемые, преимущественно, в зоне сплавления наружных швов (в их вершине).

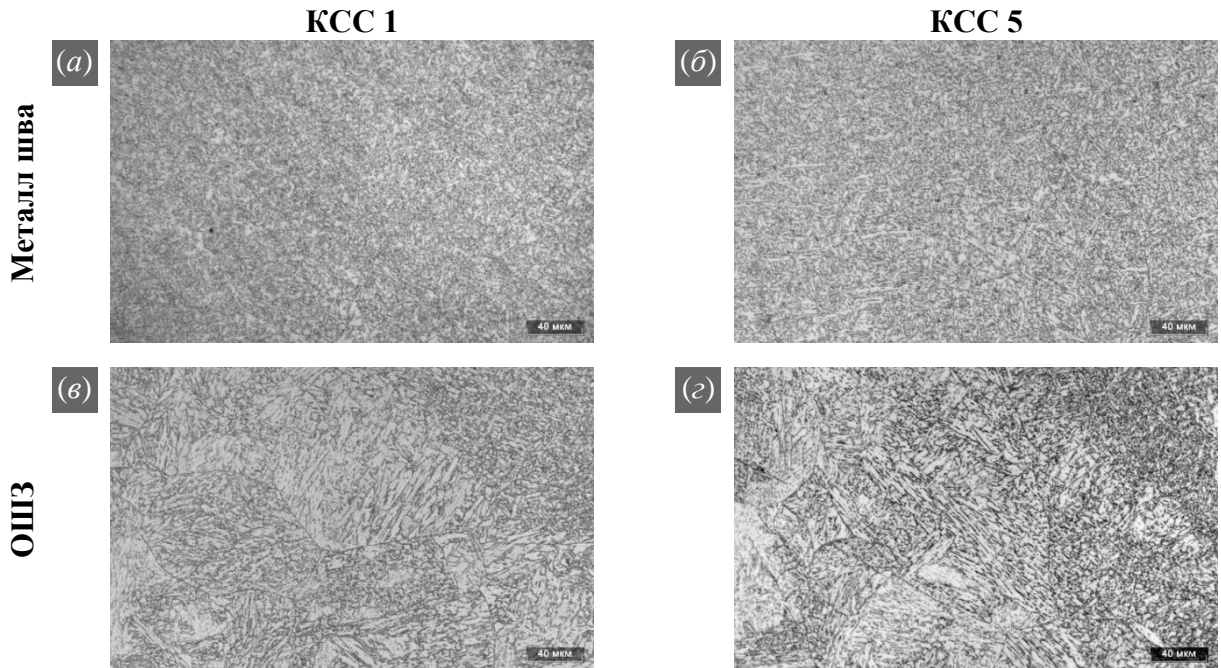


Рисунок 34 – Микроструктура: в металле сварного шва (а, б); в зоне сплавления сварного шва с основным металлом (в, г).

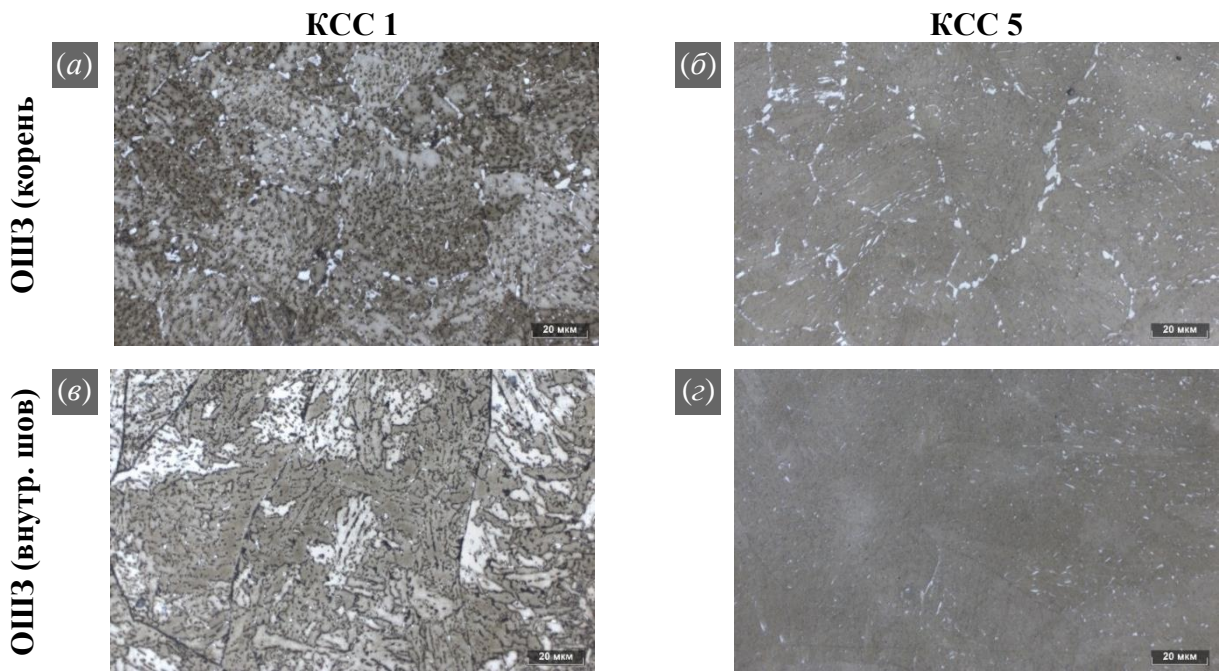


Рисунок 35 – Микроструктура ОШЗ после травления в реактиве ЛеПера: корень сварного соединения (а, б); четверть толщины со стороны внутреннего шва (в, г).

#### 4.8. Выводы по главе

1. На сегодняшний день для дуговых методов сварки не существует методик и технологий, позволяющих полностью избавиться от зон пониженной вязкости в сварном соединении. Однако, проведённые исследования по свариваемости трубных сталей свидетельствуют, что снижение тепловложений благоприятно влияет на сопротивление хрупкому разрушению крупнозернистого участка ЗТВ. В общем случае снижение тепловложений ( $Q_1$ ) на 15% приводит к уменьшению времени пребывания металла в критическом интервале температур 800-500 °С ( $t_{8/5}$ ) на 30% и обеспечивает рост значений ударной вязкости (при температуре испытания -20 °С) на 50%. Таким образом одним из основных направлений повышения вязкопластических свойств продольных сварных соединений толстостенных ТБД является снижение погонной энергии сварки. В силу чрезмерных тепловложений стандартная технология многодуговой сварки под флюсом не позволяет обеспечить благоприятную скорость охлаждения сварного соединения.

2. В рамках исследований разработаны и опробованы три вида технологии сварки внутренних и наружных швов, основывающиеся на повышении удельной эффективности плавления электродной проволоки (коэффициента наплавки) в многодуговом тандеме без повышения сварочного тока. Полученные результаты подтверждают, что управлять скоростью плавления электродной проволоки можно не только за счёт силы сварочного тока, но и за счёт его формы, вылета и диаметра электродной проволоки:

- Сварка с измененной формой переменного тока. Чем меньше длительность положительного полупериода, тем больше времени ток протекает в состоянии прямой полярности, больше коэффициент наплавки и меньше глубина проплавления. И наоборот, чем больше длительность положительного полупериода, тем меньше времени ток протекает в состоянии обратной полярности, меньше коэффициент наплавки и больше глубина проплавления.

- Сварка проволоками  $\varnothing 3$  мм. Проволока меньшего диаметра плавится интенсивнее при заданном сварочном токе и за счёт возрастающей плотности тока обеспечивает большую глубину проплавления.
- Сварка с большими вылетами. Увеличение вылета сварочной проволоки увеличивает сопротивление, что приводит к разогреву сварочной проволоки и ее ускоренном расплавлению. Применение специализированных мундштуков позволяет увеличить вылет электродной проволоки до 135 мм без каких-либо отрицательных проявлений на процесс сварки.

3. Наибольшей эффективностью по наплавке и, соответственно, потенциалом по снижению тепловложений обладает технология сварки с большими вылетами. Мундштук с большим вылетом в среднем обеспечивает на  $40 \pm 5\%$  выше скорость плавления электродной проволоки по сравнению со скоростью плавления при стандартном вылете и сопоставимых значениях тока. Замена электродной проволоки  $\varnothing 4$  мм на  $\varnothing 3$  мм и технология сварки с изменённой формой переменного тока обеспечивают независимо друг от друга сопоставимую эффективность – в среднем на  $20 \pm 5\%$  выше по сравнению со скоростью плавления проволок при сварке по стандартной технологии. Увеличенный объем электродного металла, расплавляемый в единицу времени, позволяет увеличить скорость сварки и/или снизить сварочный ток, что и приводит к снижению погонной энергии сварки. В экспериментах достигнут эффект по снижению тепловложений на 13% для внутреннего шва и 14% для наружного шва относительно номинальных значений.

4. Анализ результатов механических испытаний контрольных сварных соединений, полученных для стали 06ХГ2НМДБ (класс прочности Х100), позволяет сделать однозначный вывод о том, что экспериментальные технологии сварки в целом не приводят к снижению механических свойств сварного соединения, а при испытаниях КСС на ударный изгиб по линии сплавления 50/50 обеспечивают лучшие вязкопластические свойства по сравнению со стандартной технологией. Так при испытаниях КСС по линии сплавления в отдельных

случаях наблюдается рост средних значений ударной вязкости с 80 до 234 Дж/см<sup>2</sup> для внутреннего шва и с 75 до 129 Дж/см<sup>2</sup> для наружного шва при температуре испытания -20 °С. Данные отличия могут быть обусловлены как фактором снижения погонной энергии сварки, так и формой сварного шва, но, в тоже время, с большой долей вероятности не связаны с его свойствами, т.к. при сварке по экспериментальным технологиям снижение ударной вязкости металла шва сопровождается одновременным ростом ударной вязкости при испытаниях по линии сплавления.

5. Влияние технологии сварки на вязкостные свойства металла шва связано с объёмом расплавленного флюса, скоростью и продолжительностью металлургических процессов в жидкой ванне, в том числе дегазацией металла шва. Увеличение скорости сварки, снижение сварочного тока и напряжения, а также изменение формы переменного тока (увеличение длительности протекания тока в состоянии прямой полярности) – сокращает объем и время взаимодействия жидкого металла с флюсом, что отражается на содержании марганца (основного составного и легирующего компонента сварочного флюса) в литом металле шва и на интенсивности дегазации расплавленного металла шва. Очевидно, что наибольшее количество флюса расплавляется и участвует в формировании шва при сварке по номинальной технологии с наибольшими тепловложениями, наименьшее – при сварке по экспериментальной технологии с увеличенной скоростью. Этот вывод находит своё подтверждение по результатам испытаний контрольных сварных соединений по центру шва, полученных по технологии сварки с изменённой формой переменного сварочного тока, где наблюдается максимальное, относительно других вариантов сварки, снижение ударной вязкости: с 200 Дж/см<sup>2</sup> для стандартной технологии до 144 Дж/см<sup>2</sup> при температуре испытания -20 °С.

6. Опробованные технологии сварки позволяют сформировать полноценное сварное соединение, однако характеризуются различной эффективностью и применимостью: мундштуки с большими вылетами не подходят для использования на внутренних станах и, соответственно, не

предназначены для сварки внутреннего шва; электродная проволока  $\varnothing 3$  мм имеет ограничения по максимальному току и скорости подачи; для трансформации формы сварочного тока требуются инверторные источники питания и соответствующее программное обеспечение. В тоже время немаловажной характеристикой сварного соединения является форма, которая опосредованно оказывает влияние на результаты испытаний. В этой связи оптимальным вариантом для сварки продольных швов труб представляется сочетание технологии сварки проволоками малого диаметра для внутреннего шва и технологии сварки с большими вылетами для наружного шва.

## НАУЧНАЯ НОВИЗНА И ПРАКТИЧЕСКАЯ ЗНАЧИМОСТЬ

1. Впервые получено аналитическое решение задачи теплопроводности для объёмного цилиндрического источника теплоты с произвольным радиусом и распределением мощности по толщине. Разработана схема действия цилиндрических источников теплоты для процесса многодуговой сварки продольных швов, позволяющая рассчитать ТЦ сварки в различных точках ЗТВ с погрешностью менее 5%. Показано, что расчёт ТЦ сварки с применением концентрированных источников теплоты обладает меньшей достоверностью, чем расчёт с применением объёмных источников теплоты.

2. Уточнена связь микроструктуры и ударной вязкости крупнозернистого участка ЗТВ с параметрами ТЦ сварки и композицией легирования трубной стали. Установлено, что с увеличением скорости охлаждения металла, в критическом интервале температур, определяющее влияние на энергию удара оказывает размер зерна и тип ферритной матрицы через повышение плотности высокоугловых границ. При этом склонность стали к хрупкому разрушению определяется конкуренцией механизмов зарождения хрупких трещин: матрица бейнитного феррита; МА-составляющая; крупные частицы неметаллических включений (в т.ч. TiN). Полученные данные вносят значимый вклад в понимание микроструктурных процессов протекающих в зоне термического влияния сварного соединения при сварке низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей; открывают новые возможности к управлению свойствами сварного соединения, а также к разработке и освоению новых видов трубной продукции.

3. Разработан (и внедрён) способ многодуговой сварки под флюсом продольных швов труб большого диаметра, сочетающий в себе способы сварки с изменённой формой переменного тока, диаметра и вылета электродной проволоки; обеспечивающий снижение на 15% погонной энергии сварки и лучшие вязкопластические свойства сварного соединения при испытаниях околошовной зоны. Снижение тепловложений позволяет сместиться в область более высоких результатов на ударный изгиб и тем самым уменьшить

количество неудовлетворительных результатов испытаний труб на ударный изгиб по линии сплавления при пониженных температурах.

4. Для многодуговой сварки под флюсом определено соотношение формы переменного тока (прямоугольной формы) с величиной сдвига фаз, обеспечивающее повышенный коэффициент расплавления электродной проволоки и минимизацию сил взаимодействия электрических дуг в многодуговом тандеме.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Степанов П. П., Зикеев В. Н., Эфрон Л. И., Франотов И. И., Морозов Ю. Д. Улучшение свариваемости стали для толстостенных газопроводных труб большого диаметра путём оптимизации химического состава // *Металлург.* - 2010 г. - 11. - стр. 62-67.
2. Seyffarth P. Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder. Duesseldorf (Germany).1982.
3. Heisterkamp F., Hulka K., Batte D. Metallurgy Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments. Miami (Fl).: AWS, 1990. P. 659-681.
4. Грабин В. Ф., Денисенко А. В. *Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей.* - К.: Наукова думка, 1978. - 276 с.
5. Гривняк И. *Свариваемость сталей.* Пер. со словацк. - М.: Машиностроение, 1984 - 216 с.
6. Величко А. А. Роль тепловых параметров сварки и их влияние на микроструктуру, морфологию и свойства зоны термического влияния при производстве прямошовных труб: диссертация Величко А. А. кандидата технических наук: 05.16.01; [Место защиты: ФГУП ЦНИИчермет им. И. П. Бардина] – Москва, 2014. – 164 с.
7. Яковлев Д. С. Повышение качества сварных соединений электросварных труб при использовании порошковых проволок: диссертация Яковлев Д. С. кандидата технических наук: 05.02.10; [Место защиты: «Южно-Уральский государственный университет»] – Челябинск, 2016. – 186 с.
8. Шамов Е. М. Технология и оборудование многослойной лазерной сварки неповоротных соединений труб большого диаметра для магистральных трубопроводов: диссертация Шамов Е. М. кандидата технических наук: 05.02.10; [Место защиты: «Московский государственный технический университет имени Н. Э. Баумана (национальный исследовательский университет)»] – Москва, 2019. – 167 с.

9. Худяков А. О. Повышение эксплуатационных свойств сварных соединений высокопрочных толстостенных прямошовных труб большого диаметра: диссертация Худяков А. О. кандидата технических наук: 05.02.10; [Место защиты: ФГБОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет»] – Пермь, 2020. – 152 с.

10. Hannerz N. E., Jonsson-Holmquist B. M. Influence of vanadium on the heat-affected-zone properties of mild steel // *Metal Science*. – 1974. – Т. 8. – №. 1. – С. 228-234.

11. Hannerz N. E. Effect of Nb on HAZ Ductility in Constructional HT Steels // *Welding Journal*. – 1975. – Т. 54. – №. 5. – С. 162.

12. Fang F. et al. Microstructure and precipitation behavior in HAZ of V and Ti microalloyed steel // *Journal of Iron and Steel Research, International*. – 2009. – Т. 16. – №. 3. – С. 68-77.

13. Ikawa H., Oshige H., Tanoue T. Effect of martensite-austenite constituent on HAZ toughness of a high strength steel // *Transactions of the Japan Welding society*. – 1980. – Т. 11. – №. 2. – С. 87-96.

14. Li X. et al. Influence of prior austenite grain size on martensite–austenite constituent and toughness in the heat affected zone of 700 MPa high strength linepipe steel // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Т. 616. – С. 141-147.

15. Lambert A. et al. Microstructure of martensite–austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties // *Science and technology of welding and joining*. – 2000. – Т. 5. – №. 3. – С. 168-173.

16. Li X. et al. Influence of martensite–austenite constituents formed at different intercritical temperatures on toughness // *Materials & Design*. – 2015. – Т. 67. – С. 457-463.

17. Mandal M. et al. Mechanical Behaviour of Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat Affected Zone in High Strength Line Pipe Steels // *International Pipeline*

Conference. – American Society of Mechanical Engineers, 2018. – T. 51883. – C. V003T05A035.

18. Kim I. et al. Effect of martensite–austenite constituent on low-temperature toughness in YS 500 MPa grade steel welds // *Metals*. – 2018. – T. 8. – №. 8. – C. 638.

19. Lan L. et al. Analysis of martensite–austenite constituent and its effect on toughness in submerged arc welded joint of low carbon bainitic steel // *Journal of Materials Science*. – 2012. – T. 47. – №. 11. – C. 4732-4742.

20. Ohya K. et al. Microstructures relevant to brittle fracture initiation at the heat-affected zone of weldment of a low carbon steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1996. – T. 27. – №. 9. – C. 2574-2582.

21. Lee S. G. et al. Effects of martensite-austenite constituent on crack initiation and propagation in inter-critical heat-affected zone of high-strength low-alloy (HSLA) steel // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – T. 715. – C. 332-339.

22. Li Y., Baker T. N. Effect of morphology of martensite–austenite phase on fracture of weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels // *Materials Science and Technology*. – 2010. – T. 26. – №. 9. – C. 1029-1040.

23. Fairchild D. P., Howden D. G., Clark W. A. T. The mechanism of brittle fracture in a microalloyed steel: Part I. Inclusion-induced cleavage // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2000. – T. 31. – №. 3. – C. 641-652.

24. Zhang L. P., Davis C. L., Strangwood M. Effect of TiN particles and microstructure on fracture toughness in simulated heat-affected zones of a structural steel // *Metallurgical and materials transactions A*. – 1999. – T. 30. – №. 8. – C. 2089-2096.

25. Xu W. W. et al. Effect of welding heat input on simulated HAZ microstructure and toughness of a VN microalloyed steel // *Journal of Iron and Steel Research, International*. – 2007. – T. 14. – №. 5. – C. 234-239.

26. Gourgues A. -F., Flower H. M., Lindley T. C. Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures // Materials Science and Technology. 2000. Vol. 16. P.24-40.

27. Takayama N., Miyamoto G., Furuhashi T. Effects of transformation temperature on variant grouping of bainitic ferrite in low carbon steel // Solid State Phenomena. 2011. Vols 172-174. P. 155-160.

28. Reichert J. M., Militzer M., Poole W. J., Collins L. A new approach using EBSD to Quantitatively distinguish complex transformation products along the HAZ in X80 linepipe steel // Proceedings of the IPC2014-33668. September 29-October 3, 2014, Calgary, Alberta, Canada.

29. Субраманиан С., Коллинз Л., Мяо Ч., Ян И., Шан Ч. Использование метода ДОЭ в исследовании высокоугловых границ для борьбы с хрупким разрушением трубных сталей, микролегированных ниобием. Материалы международной конференции «Производство, испытания и практическое использование труб большого диаметра категорий прочности X80/X90», Москва, 2012, с. 44-54.

30. Воркачев К. Г., Степанов П. П., Эфрон Л. И., Кантор М. М., Частухин А. В., Жарков С. В.. Влияние микроструктуры на вязкость сварного соединения высокопрочных низколегированных сталей при имитации грубозернистой области зоны термического влияния // Metallurg. – 2020. – №. 9. – С. 90-97.

31. Лившиц Л. С., Хакимов А. Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. – М.: Машиностроение, 1989 г. – 336 с.

32. Франтов И. И., Киреева Т. С., Столяров В. И. Проблемы свариваемости сталей с полиморфными превращениями: Сб. «Проблемы современной металлургии». М.: Металлургия, 1983. С. 43–45.

33. Zajac S., Shwinn V., Tacke K. H. Characterization and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels // Materials science forum. 2005. Vols. 500-501. P. 387-394.

34. LePera F. S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel // J. Metall. 1980. Vol. 32. P. 38–39.
35. Keehan E., Karlsson L., Bhadeshia H. K. D. H., Thuvander M. Electron backscattering diffraction study of coalesced bainite in high strength steel weld metals // Materials Science and Technology. 2008. Vol. 24, №10. P. 1183-1188.
36. Guo B., Fan L., Wang Q., Fu Z., Wang Q., Zhang F. The Role of the Bainitic Packet in Control of Impact Toughness in a Simulated CGHAZ of X90 Pipeline Steel // Metals. 2016. Vol. 6. №11. 256
37. XU W. W., Wang Q. F., Pan T., Su H., Yang C. F. Effect of welding heat input on simulated HAZ microstructure toughness of a V-N microalloyed steel // Proceedings of Sino-Swedish structural materials symposium 2007. P. 234-239.
38. Шоршоров М. Х. Сварка стали и сплавов титана. М.: Наука, 1965. - 336 с.
39. Wang X., Wang Z., Xie Z., Ma X., Subramanian S., Shang C., Li X., Wang J. Combined effect of M/A constituent and grain boundary on the impact toughness of CGHAZ and ICCGHAZ of E550 grade offshore engineering steel // Mathematical biosciences and engineering, 16(6), 2019. P.7494-7509.
40. Сидоров В. П. Влияние режимов сварки на проплавление при механизированной наплавке / В. П. Сидоров, А. И. Ковтунов, С. А. Хурин // Сварочное производство, 2011, № 4, С. 3-6.
41. Коберник Н. В. Влияние рода и полярности тока на плавление электродного и основного металла при сварке под флюсом / Н. В. Коберник, Г. Г. Чернышов, П. П. Гвоздев и др. // Сварка и диагностика. 2011, № 5, С. 24-27.
42. Кархин В. А., Федотов Б. В., Бабкин И. Н., С. Субраманиам. Распределение температуры и падения напряжения в вылете плавящегося электрода при сварке постоянным и пульсирующим током. Сварочное производство. - 2004, №8. - С. 10-20.

43. Теория сварочных процессов: учебник для вузов / [и др.]; под ред. В. М. Неровного. - 2-е изд., перераб. и доп. – Москва: Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, – 2016. – 702, [2] с.: ил.

44. Кархин В. А. Тепловые процессы при сварке / В. А. Кархин. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2013. – 646 с.

45. Сидоров В. П. Определение вольтова эквивалента анодной мощности по характеристикам плавления электрода / В. П. Сидоров, А. В. Бережко, Е. Е. Комаров // Сварка и контроль: Матер. докл. 24-й НТК. – Челябинск, 2005. – С. 99-106.

46. Павлов А. С. Разработка методики оперативного регулирования глубины проплавления слоя шва по толщине жидкой прослойки при сварке в щелевую разделку кромок. Труды НГТУ им. Р. Е. Алексеева № 1 (120). – 2018. – С. 204-211.

47. Pilipenko A.Y., Karkhin V.A., Grong O., Halmoy E. Simulation of thermal cycles in multi-electrode submerged arc welding / J. Martikainen, H. Eskelinen (eds). International Conference on Efficient Welding in Industrial Applications. Acta Universitatis Lappeenrantaensis 85, Finland, 1999. P. 91-98.

## **СПИСОК ОПУБЛИКОВАННЫХ РАБОТ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ**

1. Кархин В. А., Жарков С. В. Расчёт тепловых процессов при нагреве пластин подвижными осесимметричными источниками теплоты. Сварочное производство. 2014. №7. С. 3-8.
2. Кархин В. А., Жарков С. В., Михайлов В. Г. Расчёт тепловых процессов при сварке толстых пластин подвижными осесимметричными источниками теплоты. Сварочное производство. 2015. №9. С. 3-7.
3. Жарков С. В., Степанов П. П., Кархин В. А. Лабораторная оценка свариваемости высокопрочных трубных сталей. Тяжёлое машиностроение. 2019. №11-12. С. 23-26.
4. Воркачев К. Г., Степанов П. П., Эфрон Л. И., Кантор М. М., Частухин А. В., Жарков С. В. Влияние микроструктуры на вязкость сварного соединения высокопрочных низколегированных сталей при имитации грубозернистой области зоны термического влияния. Metallurg. 2020. №9. С.26-33
5. Кархин В. А., Жарков С. В., Степанов П. П. Влияние формы переменного сварочного тока на эффективность плавления электродной проволоки при многодуговой сварке под флюсом. Сварка и диагностика. 2020. №3. С. 21-24.

## **СПИСОК КОНФЕРЕНЦИЙ С УЧАСТИЕМ И ДОКЛАДОМ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ**

1. Международная конференция молодых учёных «Научное наследие Д.К. Чернова». ФГУП ЦНИИчермет им. И. П. Бардина, г. Москва, 2019 г. Доклад: «Влияние композиции легирования трубной стали класса прочности К60 на технологическую свариваемость».

2. Международной научной конференции «Сварка и родственные технологии для изготовления оборудования специального и ответственного назначения». НПО ЦНИИТМАШ, г. Москва, 2019 г. Доклад: «Лабораторная оценка свариваемости высокопрочных трубных сталей».

3. Международная конференция «Сварка в России - 2019: Современное состояние и перспективы». Томский политехнический. ФГБУН ИФПМ СО РАН, г. Томск, 2019 г. Доклад: «Исследование влияния химического состава трубной стали класса прочности К60 на хладостойкость сварного соединения».

4. VIII международная научно-техническая конференция и выставка «Газотранспортные системы: настоящее и будущее». Газпром ВНИИГАЗ, г. Москва, 2019 г. Доклад: «Инновационный подход к развитию и совершенствованию технологии сварки труб большого диаметра».